

6 Ergebnisse der Untersuchungen bearbeiteter Werkstücke

6.1 Aluminiumlegierung 7075

Beim Fräsen der Aluminiumlegierung 7075 wird eine Verringerung der Oberflächenrauigkeit unter HSC-Bedingungen im Vergleich zu konventioneller Bearbeitung beobachtet. Die Tiefe und der Abstand der Fräsriefen nimmt mit der Schnittgeschwindigkeitszunahme von 80 m/min auf 8000 m/min ab und liefert dadurch die glatteren Oberflächen. Die in Bild 6.1 gezeigten Aufsichten auf gefräste Oberflächen des unteralterten Auslagerungszustandes belegen dies qualitativ. Diese Beobachtung tritt bei allen Gefügen auf und ist damit unabhängig vom Auslagerungszustand der bearbeiteten Legierung.

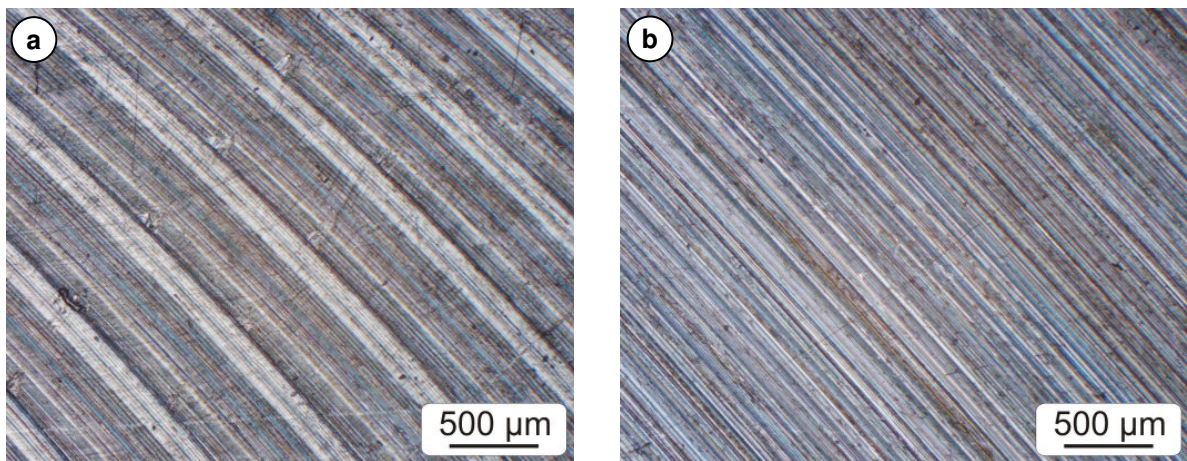


Bild 6.1 Aufsicht auf die gefräste Oberfläche des unteralterten Gefüges
a) 80 m/min, b) 8000 m/min

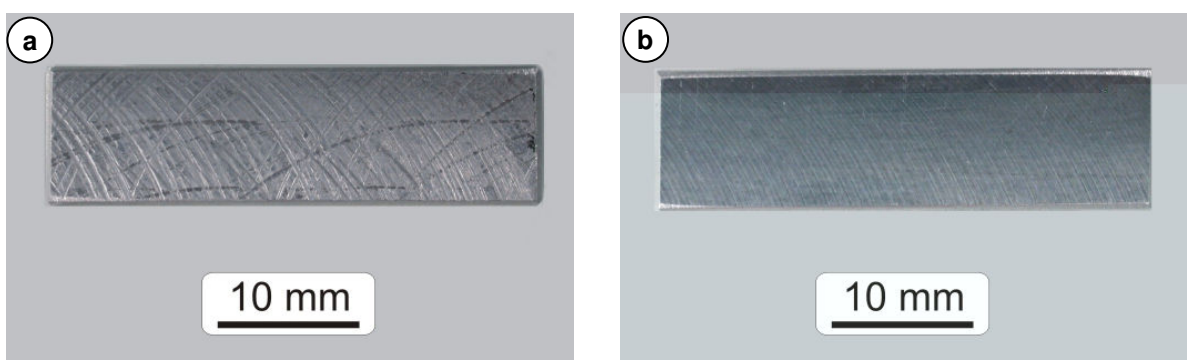


Bild 6.2 Aufsicht auf die gefräste Oberfläche konventionell bearbeiteter Werkstücke
a) OA, b) UA

Nach konventioneller Bearbeitung ohne Verwendung von Minimalmengenschmierung zeigen die überalterten Werkstücke Oberflächen, auf denen Riefen verlaufen, die sich in ihrer Größe und Tiefe von den auch auf den anderen Werkstücken verlaufenden Fräsriefen unterscheiden (Bild 6.2). Zudem wurden Kerben beobachtet, die in einem ande-

ren Winkel und in anderer Richtung als bei den übrigen Werkstücken verlaufen. Die Rauigkeit dieser Proben liegt dadurch deutlich über dem Niveau der übrigen gefrästen Oberflächen.

Rauigkeitsmessungen im Tastschnittverfahren, bei denen die maximalen Rautiefen der einzelnen Gefüge bei unterschiedlichen Schnittgeschwindigkeiten und die von mechanisch polierten Referenzproben gemessen wurden, belegen dies (Bild 6.3). Die Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit auf 8000 m/min bringt für alle Gefüge eine Erniedrigung der maximalen Rautiefe mit sich. Die maximalen Rautiefen der HSC-bearbeiteten Werkstücke liegen unabhängig vom Auslagerungszustand auf dem gleichen Niveau. Die relative Änderung der Rauigkeit nach HSC-Bearbeitung im Vergleich zu konventioneller Bearbeitung beträgt für das unteralterte Gefüge 37 % und für das maximal ausgehärtete Gefüge 55 %. Die Verringerung der Rauigkeit für das überalterte Gefüge ist mit 82 % am größten, was durch die sehr große Rautiefe von 13,8 μm nach konventioneller Bearbeitung begründet ist. Bei sämtlichen Gefügen wird die niedrige Rauigkeit der mechanisch polierten Referenzproben nicht erreicht.

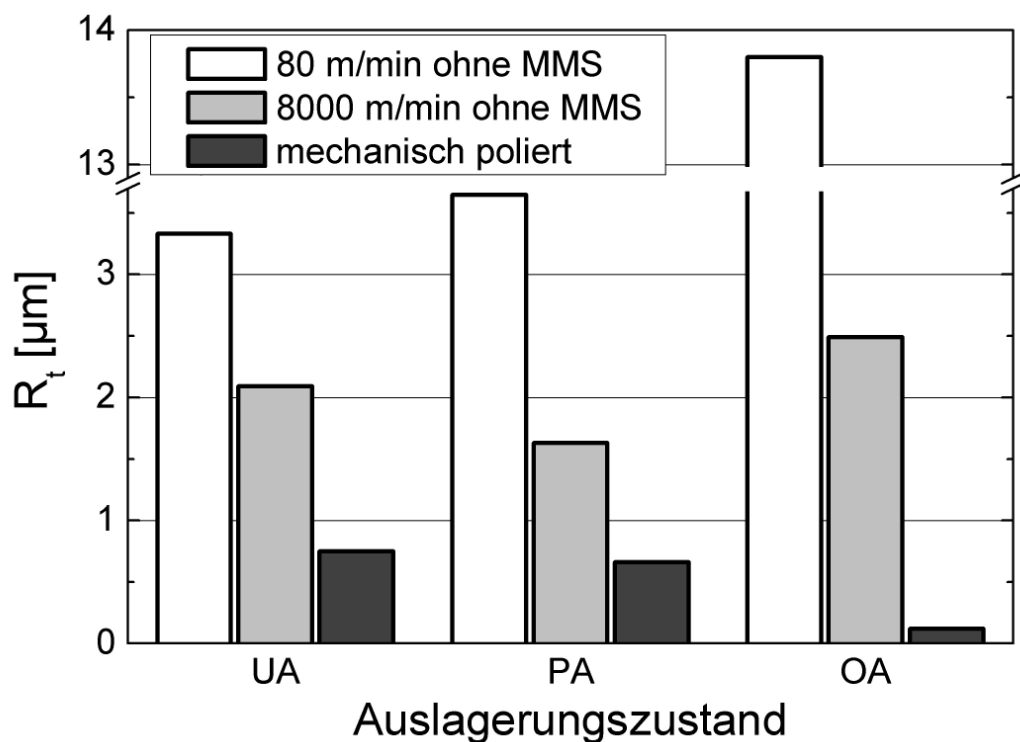


Bild 6.3 Maximale Rautiefen der Gefüge nach trockener Bearbeitung sowie nach mechanischer Politur

Der Einfluss von Minimalmengenschmierung beim Fräsvorgang auf die Oberflächenrauigkeit ist für die beiden untersuchten Schnittgeschwindigkeiten 80 und 8000 m/min nicht

gleich (Bild 6.4). Bei konventioneller Bearbeitung bringt die Verwendung der MMS eine Verringerung der Oberflächenrauigkeit. Der Grad der Verringerung ist stark vom Gefüge abhängig und ist mit 1,5 % minimal für das unteralterte Gefüge. Beim maximal ausgehärteten Gefüge ist eine um 23 % niedrigere maximale Rautiefe zu messen. Da die beschriebene unregelmäßige Oberflächenstruktur des konventionell bearbeiteten überalterten Gefüges bei Verwendung von MMS nicht mehr auftritt, ist die gemessene maximale Rautiefe dieser Werkstücke gegenüber den trocken bearbeiteten Werkstücken am stärksten verringert (Bild 6.4c). Das überalterte Gefüge weist dennoch die größte maximale Rautiefe der drei Gefüge nach konventioneller Bearbeitung auf.

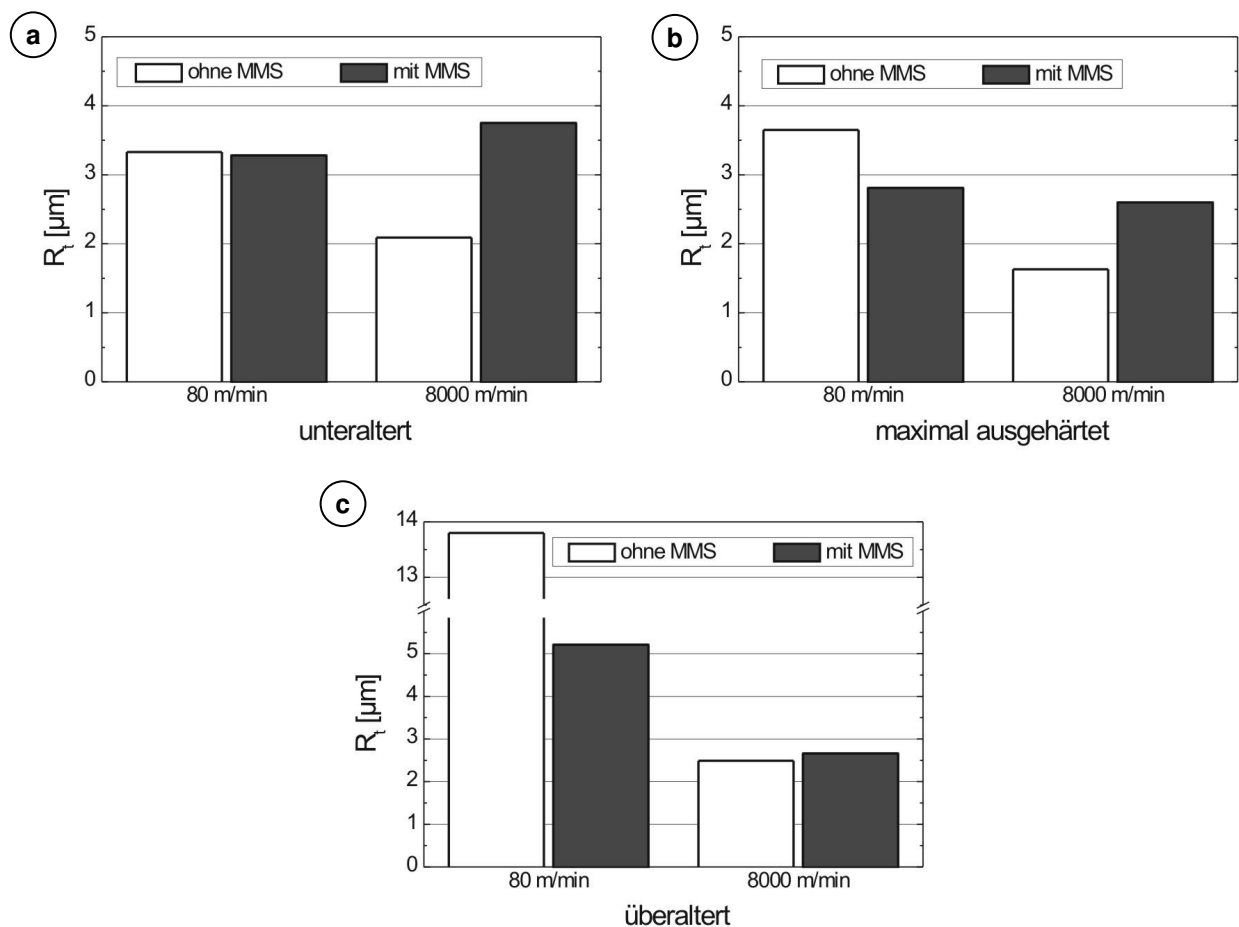


Bild 6.4 Maximale Rautiefen der Gefüge nach Bearbeitung mit und ohne Verwendung von Minimalmengenschmierung
a) UA, b) PA, c) OA

Für die HSC-Bearbeitung bei 8000 m/min tritt im Gegensatz zur konventionellen Bearbeitung eine Erhöhung der Oberflächenrauigkeit durch Verwendung von MMS auf. Der Grad der Änderung der Rauigkeit ist wiederum stark vom Gefüge abhängig und ist bei dem überalterten Gefüge mit 7 % minimal. Das unteralterte und das maximal ausgehärtete Gefüge zeigen mit 80 % bzw. 60 % Erhöhung der maximalen Rautiefe deutlich

größere Verringerungen der Oberflächenqualität bei Verwendung der Minimalmengenschmierung.

Unterhalb der gefrästen Oberfläche kommt es zu einer Einformung des Gefüges, welches nach beiden Bearbeitungsgeschwindigkeiten und bei allen Auslagerungszuständen auftritt. Die Dicke der Zone dieses eingeformten Bereichs ist nicht durch den Auslagerungszustand und die jeweilige Schnittgeschwindigkeit beeinflusst und beträgt etwa 100 μm . Bild 6.5 zeigt entsprechende Querschliffe von Proben des maximal ausgehärteten Gefüges nach konventioneller Bearbeitung und unter HSC-Bedingungen.

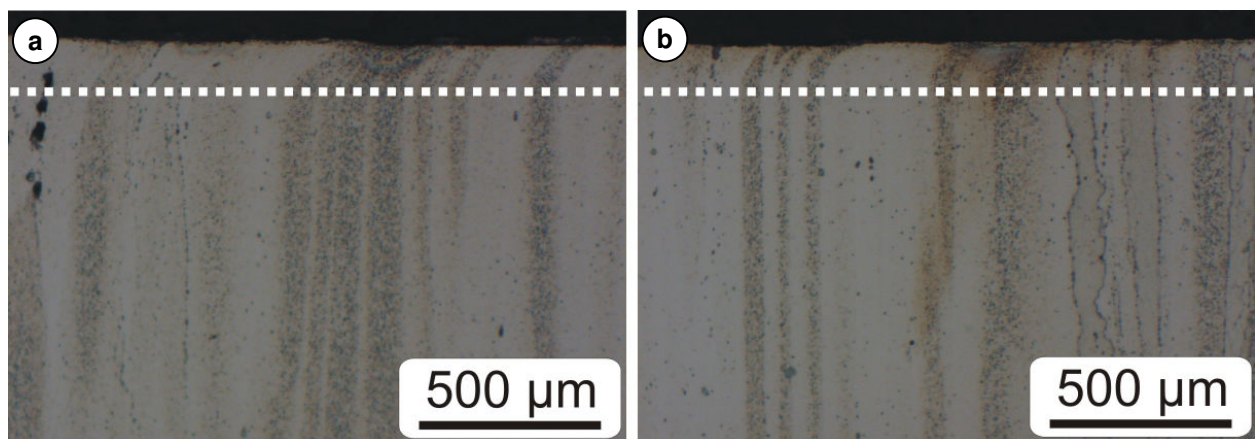


Bild 6.5 Querschliffe gefräster Oberflächen des maximal ausgehärteten Gefüges
a) 80 m/min, b) 8000 m/min

Mikrohärtemessungen an Querschliffen zeigen, dass die Härte im gemessenen Bereich ab einer Tiefe von 10 μm unterhalb der Oberfläche konstant bleibt (Bild 6.6). Die direkt auf der gefrästen Oberfläche gemessene Härte ist gegenüber der Bulk Härte deutlich erhöht (Tabelle 6.1). So steigt die Härte zum Beispiel beim unteralterten Gefüge nach konventioneller Bearbeitung von 185 HV_{0,01} auf 266HV_{0,01} an. Die Oberflächenhärte der unter HSC-Bedingungen gefrästen Oberflächen ist für alle Gefüge niedriger als die Oberflächenhärte der konventionell bearbeiteten Werkstücke.

Ein systematischer Einfluss der Minimalmengenschmierung auf die Oberflächenhärte konnte nicht festgestellt werden. Sowohl die Abnahme der Härte bei steigender Schnittgeschwindigkeit, als auch das Härteniveau der einzelnen Auslagerungszustände sind mit und ohne Verwendung von MMS annähernd gleich (Tabelle 6.1).

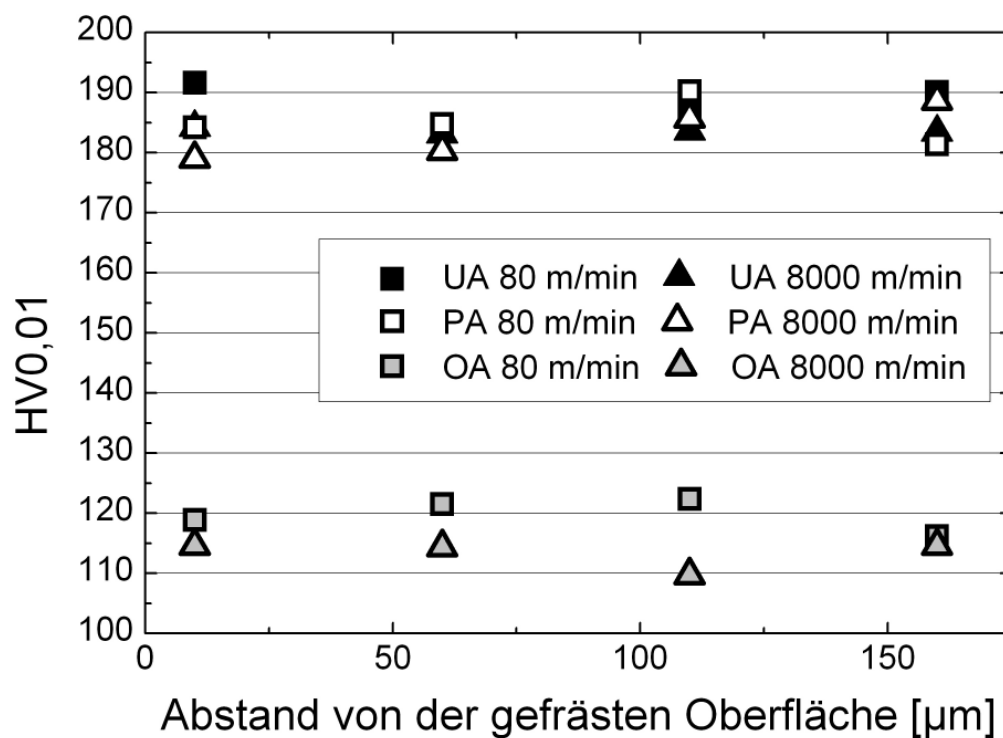


Bild 6.6 Härteverlauf an Querschliffen aller Gefüge nach trockener Bearbeitung

		UA	PA	OA
		HV0,01		
ohne MMS	80 m/min	266	233	153
	8000 m/min	245	226	139
mit MMS	80 m/min	240	243	164
	8000 m/min	231	234	139

Tabelle 6.1 Härtemessungen gefräster Oberflächen aller Gefüge mit und ohne Verwendung von Minimalmengenschmierung

6.2 Titanlegierung Ti 15-3

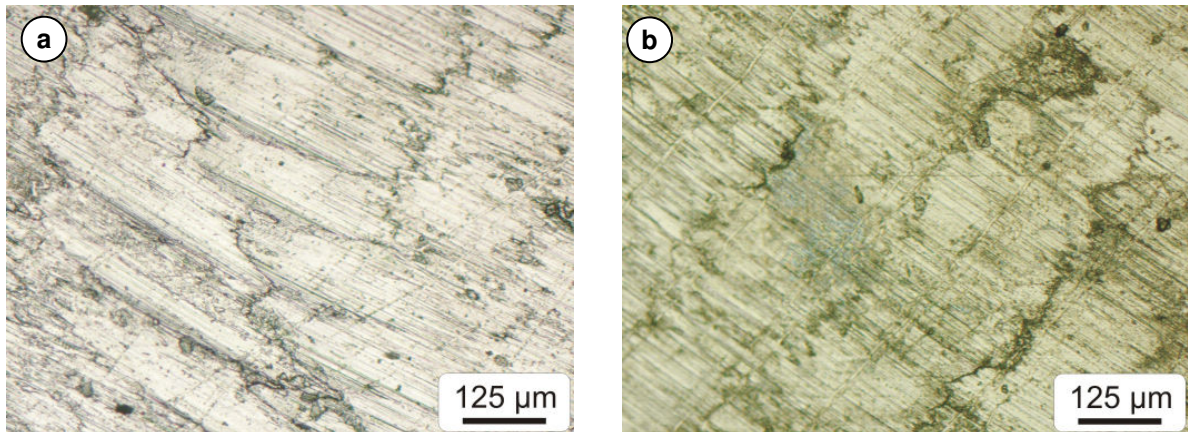


Bild 6.7 Aufsicht auf Oberflächen von Werkstücken nach Bearbeitung mit 400 m/min
a) ST, b) PA

Die Bearbeitung des lösungsgeglühten und des maximal ausgehärteten Gefüges der Titanlegierung Ti 15-3 mit einer Schnittgeschwindigkeit von 400 m/min liefert intakte Werkstückoberflächen, die typische Bearbeitungsspuren aufweisen (Bild 6.7). Es treten trotz der verwendeten Schnittgeschwindigkeit im unteren HSC-Bereich die gleichen Verschmierungen und Verquetschungen senkrecht zu den Fräsriefen auf, wie sie auch für eine konventionelle Bearbeitung beobachtet werden.

Nach einer Bearbeitung mit 4000 m/min entstehen für beide Gefüge starke Schädigungen der gefrästen Werkstücke. Das lösungsgeglühte Gefüge zeigt Abplatzungen an der Oberfläche (Bild 6.8). Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen eines Vickers-Härteeindrucks zeigen das Abblättern einer lose haftenden Oberflächenschicht (Pfeil in Bild 6.8c). Links neben dem eingebrachten Härteeindruck erkennt man einen Bereich mit vollständig abgeplatzter Schicht. Der übrige Oberflächenbereich ist von einem feinen Netz von Rissen durchzogen. Durch röntgenografische Verfahren wird die spröde Oberflächenschicht als Titanoxid identifiziert, das beim Schneidprozess aufgrund großer Hitze und großen Druckes entstanden ist. Querschliffe des oberflächennahen Bereichs belegen, dass die entstandene Oxidschicht eine maximale Dicke von 50 µm aufweist (Bild 6.9a). Die beobachteten Risse verlaufen nur innerhalb dieser Schicht, so dass die durch die hohe Schnittgeschwindigkeit eingebrachte Schädigung der Werkstücke bei dem lösungsgeglühten Gefüge in einer begrenzten oberflächennahen Schicht lokalisiert ist.

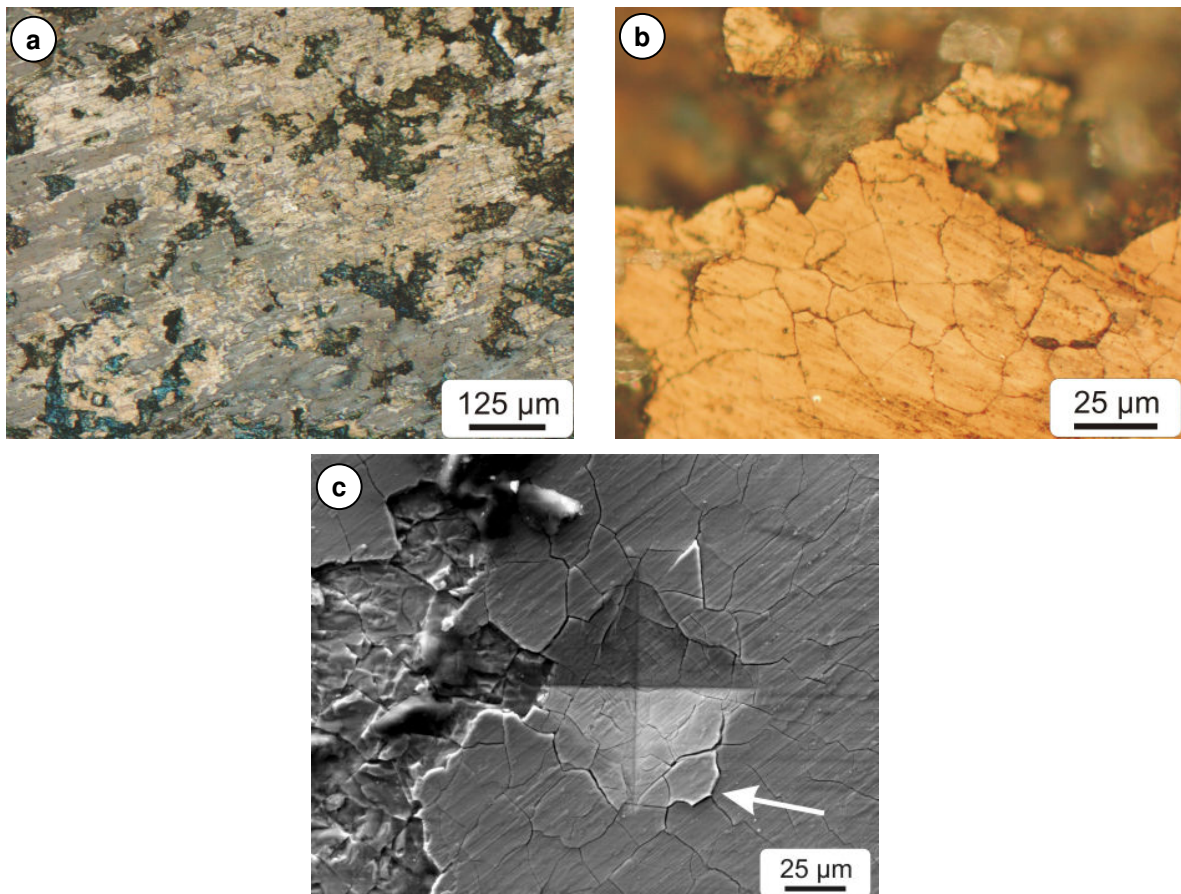


Bild 6.8 Aufsicht auf Oberflächen des lösungsgeglühten Gefüges nach Bearbeitung mit 4000 m/min

- a) Lichtmikroskopische Aufnahme, b) Lichtmikroskopische Aufnahme,
c) Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme

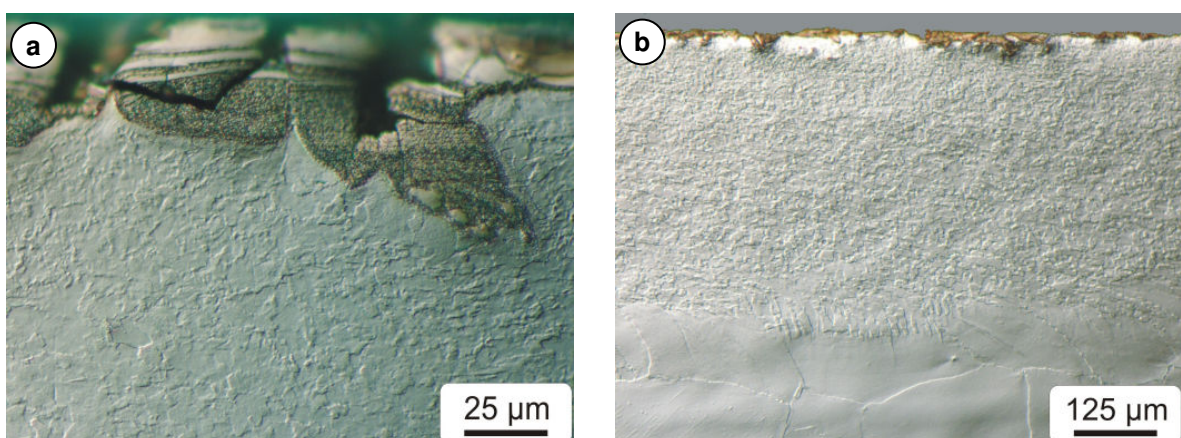


Bild 6.9 Querschliffe gefräster Oberflächen des lösungsgeglühten Gefüges nach Bearbeitung mit 4000 m/min

- a) Titanoxid-Schicht, b) Feinkörniges Gefüge

Die Bearbeitung unter HSC-Bedingungen führt zu einer Ausbildung einer feinkörnigen Zone im oberflächennahen Bereich (Bild 6.9b). Beim lösungsgeglühten Gefüge wird eine Reduzierung der Korngröße auf etwa 2 bis 3 μm beobachtet, die Korngröße des Ausgangsgefüges von 140 μm wird mit zunehmender Tiefe im Werkstück ohne Übergang sprunghaft erreicht. Die Dicke der feinkörnigen Zone beträgt maximal 500 μm und variiert in Abhängigkeit von der Lage der Probe im Fräskörper. Bild 6.10 zeigt die Änderung der Dicke der umgewandelten Zone senkrecht zur Fräsrichtung. Die geringste Dicke wird in der Nähe der Stirnfläche beobachtet. Die Dicke steigt mit zunehmender Entfernung von der zuletzt gefrästen Bahn an.

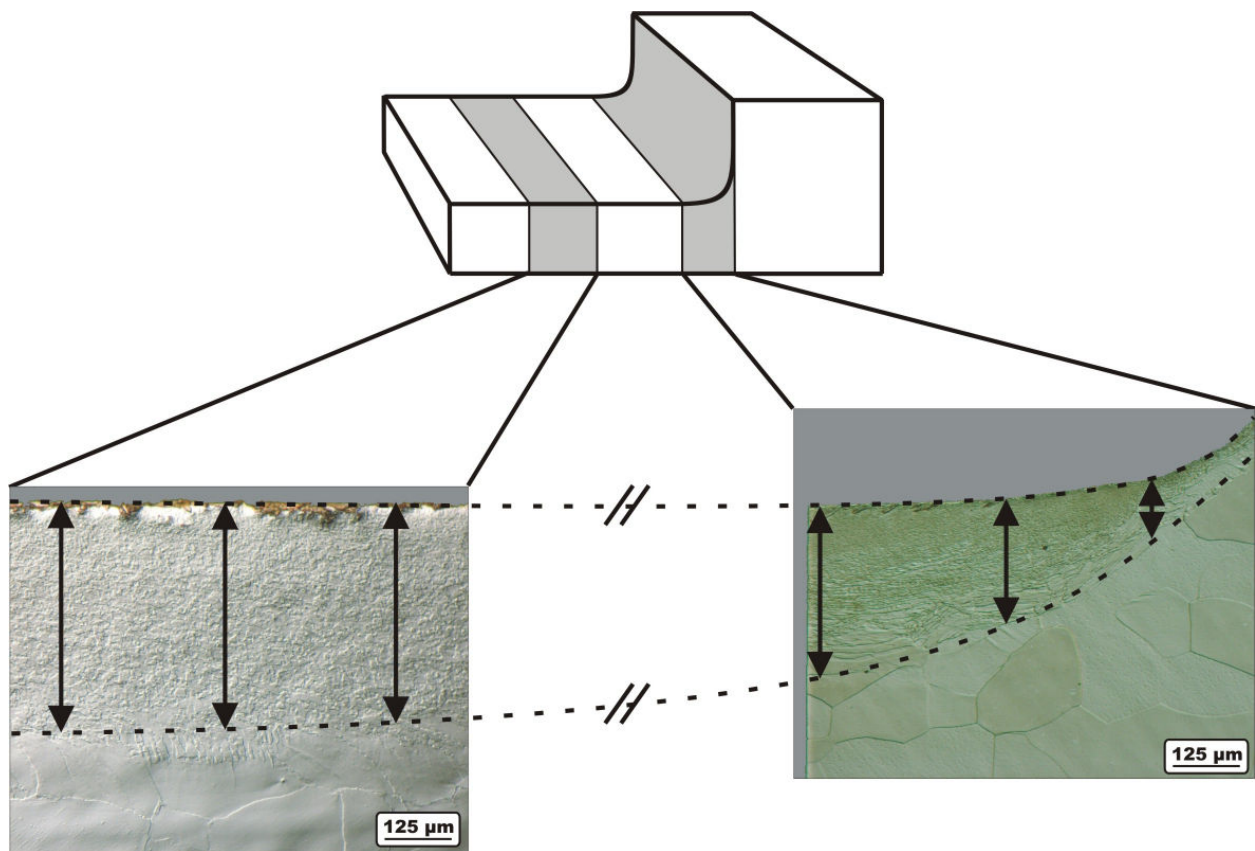


Bild 6.10 Dickenverlauf der umgewandelten Zone des lösungsgeglühten Gefüges

Dieser feinkörnige Bereich tritt sowohl bei trockener Bearbeitung als auch bei Verwendung von Minimalmengenschmierung bei einer Schnittgeschwindigkeit von 4000 m/min auf. Härtemessungen an Querschliffen zeigen eine Aufhärtung in diesem Bereich unabhängig von der verwendeten Schmierung, wobei die maximale Härte für die Bearbeitung ohne MMS mit 420 HV_{0,01} über der maximalen Härte nach Bearbeitung mit MMS von 375 HV_{0,01} liegt. (Bild 6.11). Der Verlauf der Härteabnahme mit zunehmendem Abstand von der bearbeiteten Oberfläche unterscheidet sich für die beiden Fräsbedingungen durch einen Härtesprung von 85 MPa auf 330 HV₁ bei trockener Bearbeitung

direkt unterhalb der gefrästen Oberfläche, der bei Verwendung von MMS nicht auftritt. Die weitere Härteabnahme verläuft dann für beide Fräsbedingungen linear, bis die Härte des Ausgangsgefüges bei Verlassen der feinkörnigen Zone erreicht wird (schraffierter Bereich in Bild 6.11). Unabhängig von der Verwendung der Minimalmengenschmierung zeigen die bei 80 m/min gefrästen Werkstücke keine signifikante Härtesteigerung im oberflächennahen Bereich. Die Härte ist über der gesamten Tiefe annähernd konstant und liegt zwischen 270 und 290 HV_{0,01}.

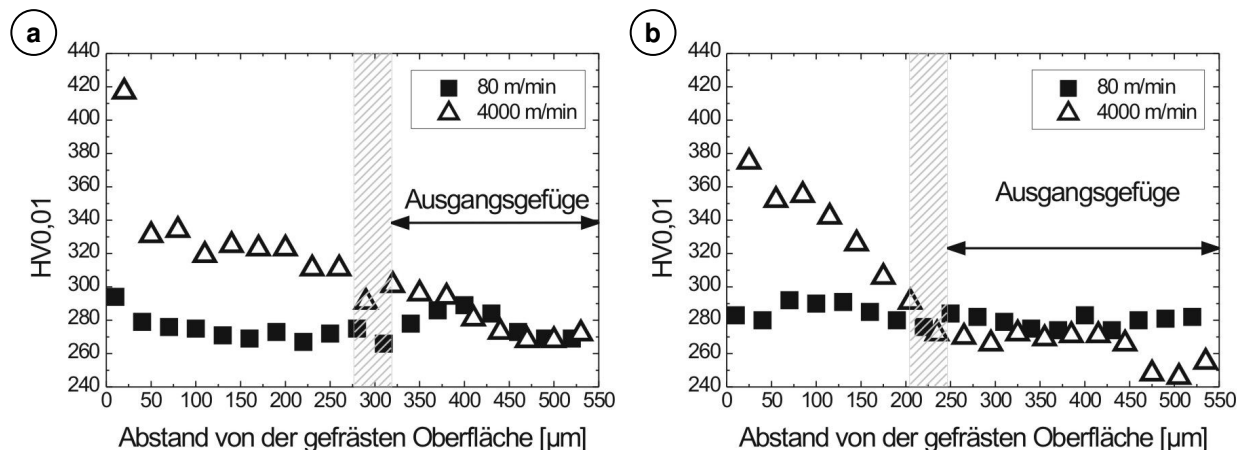


Bild 6.11 Härteverlauf an Querschliffen des lösungsgeglühten Gefüges

a) ohne Verwendung von MMS, b) mit Verwendung von MMS

Härtemessungen auf den gefrästen Oberflächen zeigen eine erhebliche Aufhärtung nach Bearbeitung mit 4000 m/min unabhängig von der Verwendung der Minimalmengenschmierung (Tabelle 6.2). Die Härtesteigerung auf 1130 HV_{0,01} ohne Verwendung von MMS und auf 1235 HV_{0,01} mit Verwendung von MMS können im Rahmen der Messbarkeit auf den gefrästen Oberflächen als gleich angesehen werden und entsprechen dem Wert, der für das beim Fräsen entstandene Titanoxid angegeben wird.

	ohne MMS	mit MMS
	HV _{0,01}	
80 m/min	380	370
4000 m/min	1130	1235

Tabelle 6.2 Härtmessungen gefräster Oberflächen des lösungsgeglühten Gefüges mit und ohne Verwendung von Minimalmengenschmierung

Auch beim maximal ausgehärteten Gefüge führt eine Bearbeitung mit einer Schnittgeschwindigkeit von 4000 m/min zu erheblichen Oberflächenschädigungen (Bild 6.12). Quer zu den Fräsriefen verlaufen lange Risse in der gefrästen Oberfläche. Im Gegensatz zum lösungsgeglühten Gefüge treten keine Abplatzungen auf, so dass die bearbeitete Oberfläche sehr glatt ist. Sie weist auch keinerlei Verschmierungen und Verquetschungen wie nach konventioneller Bearbeitung oder nach Fräsen mit 400 m/min auf. Im Querschliff (Bild 6.12b) ist zu erkennen, dass die entstandenen Risse nicht an der Oberfläche lokalisiert sind, sondern bis zu mehrere hundert Mikrometer ins Werkstück reichen. Neben diesen Volumenrissen entsteht auch beim maximal ausgehärteten Gefüge Titanoxid auf der Fräsfläche, das allerdings nicht flächendeckend auftritt.

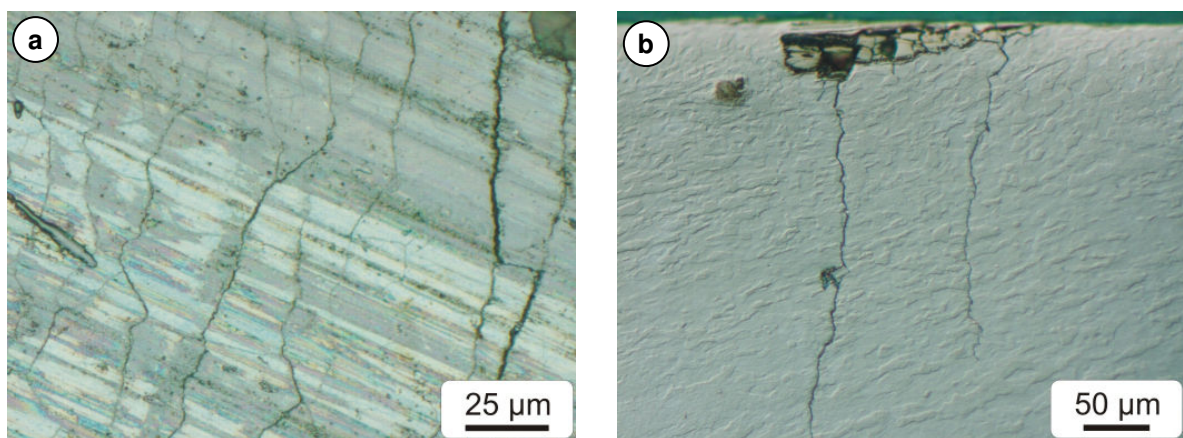


Bild 6.12 Werkstücke des maximal ausgehärteten Gefüges nach Bearbeitung mit 4000 m/min
a) Aufsicht, b) Querschliff

Der oberflächennahe Bereich unterhalb der Fräsfläche zeigt ebenso wie das lösungsgeglühte Gefüge eine Gefügeumwandlung (Bild 6.13). Neben einem feinkörnigen Bereich, der mit zunehmender Tiefe sprunghaft in den grobkörnigen Bereich der Ausgangskorngröße übergeht, kommt es zu einem Auflösen von α -Titanausscheidungen. Diese Zone zeigt das gleiche Ätzverhalten wie das lösungsgeglühte Gefüge und reicht von der Fräsoberfläche über den feinkörnigen bis in den grobkörnigen Bereich mit der Korngröße des Ausgangsgefüges hinein. Der gesamte beeinflusste Bereich erreicht unabhängig von der Verwendung von Minimalmengenschmierung eine maximale Tiefe von 500 µm und ist ebenso wie für das lösungsgeglühte Gefüge von der Lage im Fräskörper abhängig.

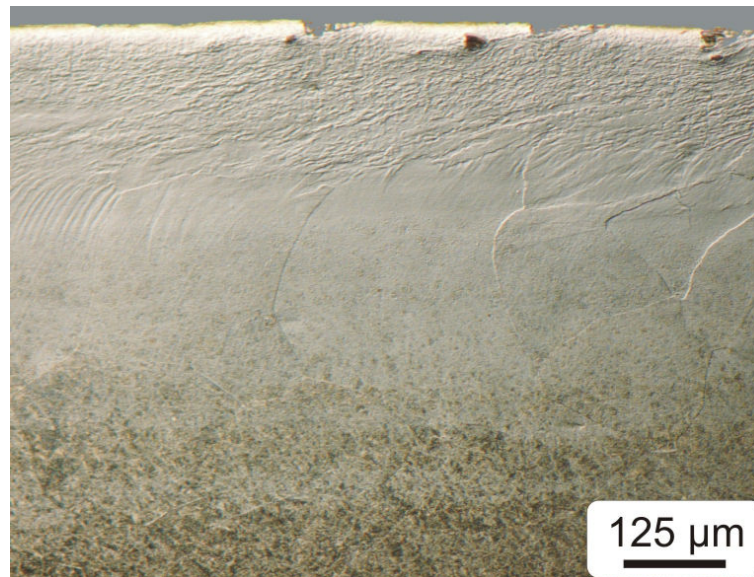


Bild 6.13 Querschliffe der gefrästen Oberflächen des maximal ausgehärteten Gefüges nach Bearbeitung mit 4000 m/min

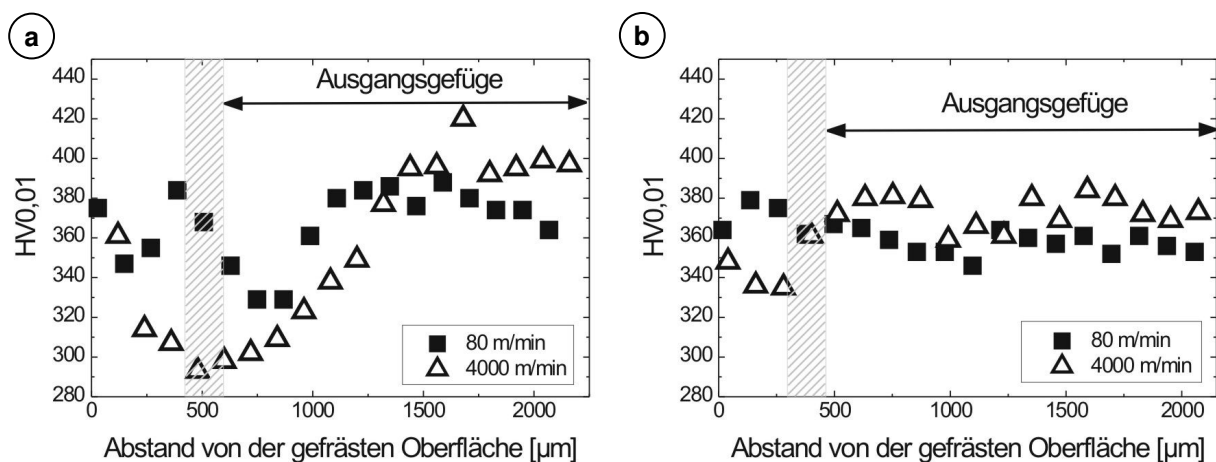


Bild 6.14 Härteverlauf an Querschliffen des maximal ausgehärteten Gefüges
a) ohne Verwendung von MMS, b) mit Verwendung von MMS

Im Gegensatz zum lösungsgeglühten Gefüge führt das durch die HSC-Bearbeitung beeinflusste Gefüge des maximal ausgehärteten Werkstoffs zu keiner Aufhärtung des oberflächennahen Bereichs (Bild 6.14). Mit zunehmender Entfernung von der Fräsfläche nimmt die Härte ab, bis sie einen minimalen Wert beim Übergang vom Bereich ohne sichtbare Ausscheidungen zum Ausgangsgefüge (schraffierter Bereich in Bild 6.14) erreicht. Nach trockener Bearbeitung beträgt dieser minimale Härtewert 290 HV_{0,01}, was dem Härtewert des lösungsgeglühten Gefüges entspricht. Mit zunehmender Entfernung von der bearbeiteten Oberfläche steigt die Härte wieder an, bis die Härte des Ausgangsgefüges erreicht wird. Das mit einer Schnittgeschwindigkeit von 4000 m/min unter Verwendung von MMS bearbeitete Werkstück zeigt den gleichen Verlauf der Härte-

te wie nach trockener Bearbeitung. Die Verwendung von MMS führt aber dazu, dass der Härteabfall geringer wird und das Minimum der Härte dadurch mit 330 HV_{0,01} bei einem höheren Wert liegt.

Die konventionell bearbeiteten Werkstücke zeigen keinen systematischen Härteverlauf. Die Härteschwankungen im oberflächennahen Bereich des unter trockenen Bedingungen bearbeiteten Werkstücks lassen darauf schließen, dass die Bearbeitung die Härte beeinflusst. Die Härte zeigt in diesem Bereich eine Tendenz hin zu niedrigeren Werten, ähnlich dem Verlauf nach HSC-Bearbeitung. Eine Beeinflussung des Gefüges ist bei den konventionell gefrästen Werkstücken allerdings nicht zu beobachten. Die Verwendung von MMS führt zu einer weitaus geringeren Beeinflussung der Härte. Hier ist die Tendenz der Härte im oberflächennahen Bereich eher hin zu größeren Werten.

Ebenso wie das lösungsgeglühte Gefüge zeigen die unter HSC-Bedingungen bearbeiteten Oberflächen des maximal ausgehärteten Gefüges eine Härtesteigerung auf den Härtewert des Titanoxids von etwa 1000 HV_{0,01} (Tabelle 6.3). Dies ist unabhängig von der verwendeten Schmiermethode, im Gegensatz zur Oberflächenhärte nach konventioneller Bearbeitung. Nach trockener Bearbeitung ist die gemessene Oberflächenhärte mit 460 HV_{0,01} etwa 25 % höher als die im Querschliff ermittelte Bulk Härte. Bei Verwendung von Minimalmengenschmierung wird keine Aufhärtung der gefrästen Oberfläche gemessen.

	ohne MMS	mit MMS
	HV _{0,01}	
80 m/min	460	380
4000 m/min	980	1145

Tabelle 6.3 Härtmessungen gefräster Oberflächen des maximal ausgehärteten Gefüges mit und ohne Verwendung von Minimalmengenschmierung

7 Ergebnisse der Ermüdungsversuche

7.1 Aluminiumlegierung 7075

7.1.1 Polierter Referenzzustand

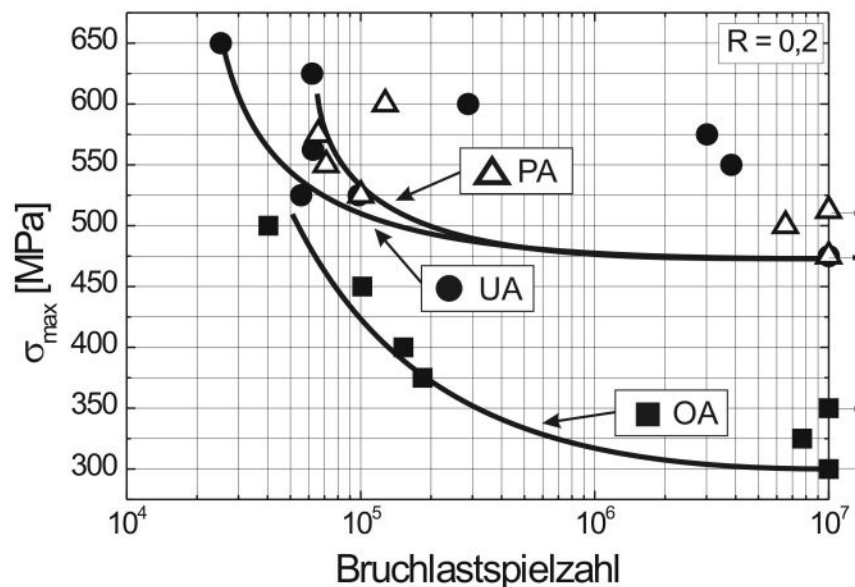


Bild 7.1 Wöhlerkurven mechanisch polierter Referenzzustände

Bild 7.1 zeigt Wöhlerkurven aus Dreipunktbiegeversuchen für mechanisch polierte Referenzzustände der Gefüge der Aluminiumlegierung 7075. Das überalterte Gefüge weist die niedrigste Dauerfestigkeit bei $\sigma_{\max} = 300$ MPa auf. Das unteralterte und das maximal ausgehärtete Gefüge haben trotz unterschiedlicher Streckgrenzen (siehe Kapitel 4.2) die gleiche Dauerfestigkeit bei $\sigma_{\max} = 475$ MPa. Die erhaltenen Messpunkte für das unteralterte Gefüge zeigen erhebliche Streuungen. Die eingezeichnete Linie verdeutlicht den Verlauf des unteren Niveaus des Ermüdungsverhaltens. Das Fehlen einer ausgeprägten Dauerfestigkeit, das man für dieses Gefüge beobachten kann, ist ein oft beobachtetes Phänomen bei Aluminiumlegierungen. Die Maximalspannungen der Dauerfestigkeiten liegen für alle drei Auslagerungszustände über den jeweiligen Dehngrenzen.

7.1.2 Einfluss der Schnittgeschwindigkeit auf das Ermüdungsverhalten

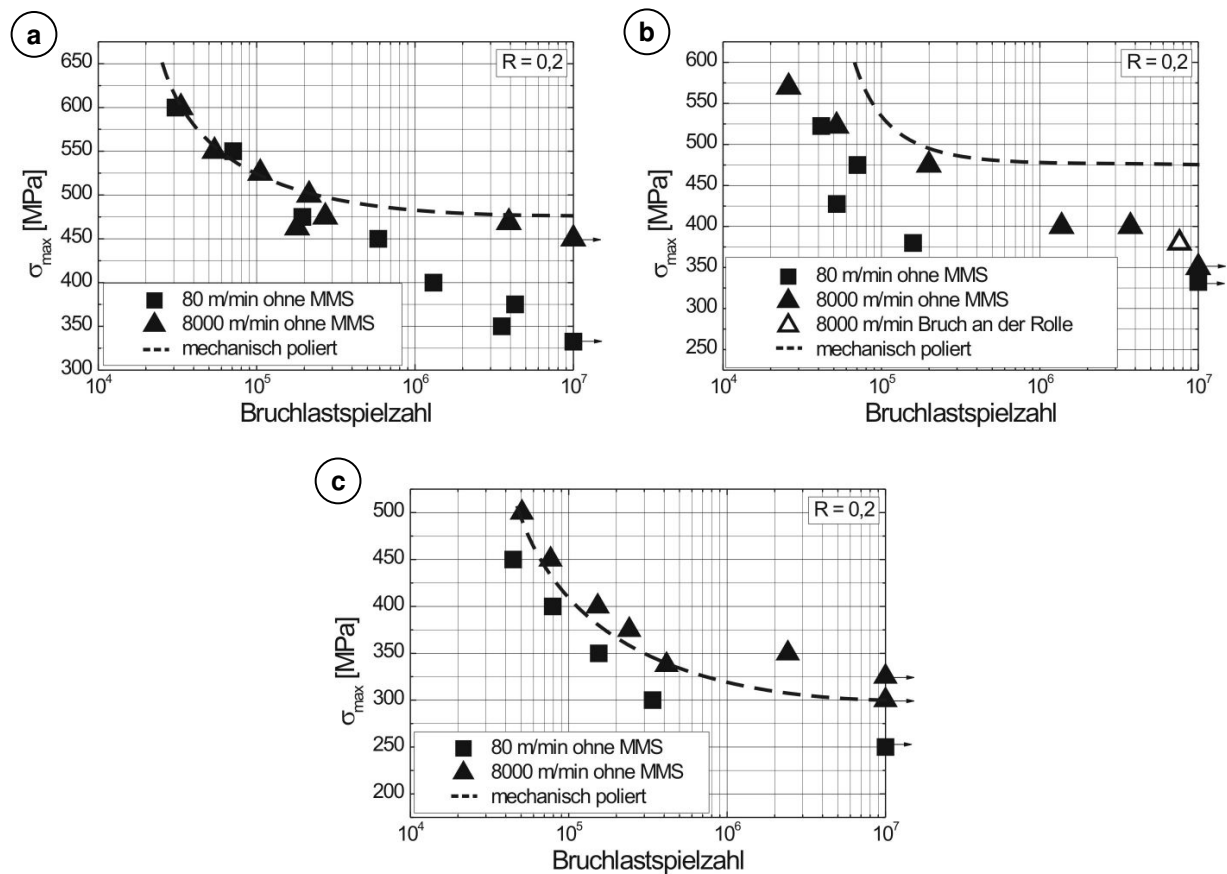


Bild 7.2 Wöhlerkurven trocken gefräster Gefüge nach konventioneller Bearbeitung und HSC-Bearbeitung
a) UA, b) PA, c) OA

Nach Bearbeitung der Aluminiumlegierung 7075 mit konventioneller Schnittgeschwindigkeit werden für alle Gefüge Dauerfestigkeiten erreicht, deren Maximalspannungen deutlich unter denen des jeweiligen Referenzzustandes liegen (Bild 7.2). Das überalterte Gefüge erreicht nach konventioneller Bearbeitung eine Dauerfestigkeit von $\sigma_{\max} = 250$ MPa und zeigt damit die geringste Abnahme der Dauerfestigkeit im Vergleich zum Referenzzustand. Das unteralterte und das maximal ausgehärtete Gefüge haben die gleiche Dauerfestigkeit bei $\sigma_{\max} = 330$ MPa und zeigen damit eine identische Verschlechterung der Ermüdungseigenschaften nach konventioneller Bearbeitung im Vergleich zum Referenzzustand.

Eine Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit auf 8000 m/min bringt für alle Gefüge eine deutliche Verbesserung der erreichten Ermüdungseigenschaften im Vergleich zu konventioneller Bearbeitung mit sich. Der Grad der Eigenschaftsverbesserung ist dabei vom Gefüge abhängig. Das überalterte Gefüge erzielt als einziges Gefüge eine Dauer-

festigkeit, die sogar oberhalb der Dauerfestigkeit des Referenzzustandes liegt (Bild 7.2c).

Die Dauerfestigkeit des unteralterten Gefüges nach HSC-Bearbeitung von $\sigma_{\max} = 450$ MPa liegt nur knapp unterhalb des Referenzzustandes ($\sigma_{\max} = 475$ MPa). Die Verbesserung der Ermüdungseigenschaften gegenüber konventioneller Bearbeitung ist für dieses Gefüge mit 36 % am größten. Das maximal ausgehärtete Gefüge zeigt nach Fräsen mit 4000 m/min im Vergleich zu konventioneller Bearbeitung die geringste Erhöhung der Dauerfestigkeit auf $\sigma_{\max} = 380$ MPa. Die Dauerfestigkeit des polierten Referenzzustandes von $\sigma_{\max} = 475$ MPa wird bei diesem Gefüge bei weitem nicht erreicht. Als Dauerfestigkeit wird beim hochgeschwindigkeitsgefrästen maximal ausgehärteten Gefüge nicht der Durchläufer bei einem Spannungswert von $\sigma_{\max} = 350$ MPa angegeben, sondern eine Probe, die bei einer Belastung von 380 MPa vor der als Dauerfest geltenden Marke von 10^7 Lastwechseln brach. Das Versagen dieser Probe ist auf den Verschleiß am Auflagepunkt an einer der unteren Lagerrollen und nicht auf ein Versagen des Werkstoffs im Prüfquerschnitt zurückzuführen.

7.1.3 Einfluss der Minimalmengenschmierung auf das Ermüdungsverhalten

Die Verwendung von Minimalmengenschmierung beim Fräsen der Aluminiumlegierung 7075 führt bei konventioneller Schnittgeschwindigkeit von 80 m/min zu einer Verbesserung der Ermüdungseigenschaften für alle Gefüge (Bild 7.3). Das unteralterte Gefüge zeigt mit einer Erhöhung von 29 % gegenüber trockener Bearbeitung die größte Eigenschaftsverbesserung. Die Dauerfestigkeitserhöhungen des maximal ausgehärteten und des überalterten Gefüges sind deutlich geringer. Die geringste Erhöhung der Dauerfestigkeit von nur 10 % wird für das überalterte Gefüge beobachtet.

Bei der Bearbeitung mit 8000 m/min ist kein systematischer Einfluss der Minimalmengenschmierung zu beobachten. Die Änderungen der erreichten Dauerfestigkeiten hängen vom jeweiligen Gefüge ab. Lediglich das maximal ausgehärtete Gefüge zeigt bei Verwendung von MMS eine signifikante Erhöhung der Dauerfestigkeit um 12 % auf 425 MPa gegenüber trockener Bearbeitung. Die Dauerfestigkeit des polierten Referenzzustandes von $\sigma_{\max} = 475$ MPa wird dadurch allerdings immer noch nicht erreicht. Das unteralterte wie auch das überalterte Gefüge lassen keinen signifikanten Einfluss der Minimalmengenschmierung erkennen.

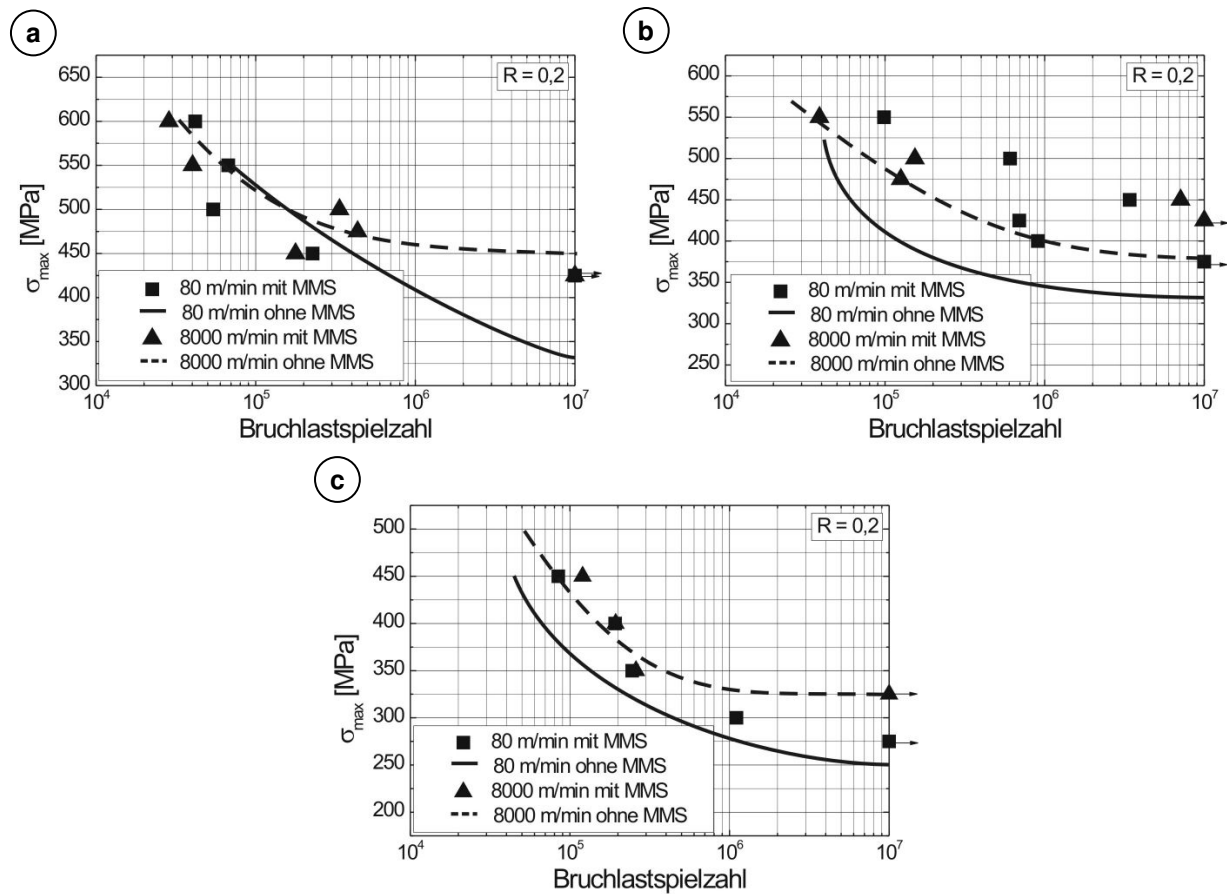


Bild 7.3 Wöhlerkurven gefräster Gefüge nach trockener konventioneller Bearbeitung und HSC-Bearbeitung und mit Verwendung von Minimalmengenschmierung
a) UA, b) PA, c) OA

		UA	PA	OA
Referenzproben		475 MPa	475 MPa	300 MPa
80 m/min	ohne MMS	330 MPa	330 MPa	250 MPa
	mit MMS	425 MPa	375 MPa	275 MPa
8000 m/min	ohne MMS	450 MPa	380 MPa	325 MPa
	mit MMS	425 MPa	425 MPa	325 MPa

Tabelle 7.1 Maximalspannungen der Dauerfestigkeiten der Gefüge der Aluminiumlegierung 7075 für alle untersuchten Bearbeitungsmethoden

7.2 Titanlegierung 15-3

7.2.1 Polierter Referenzzustand

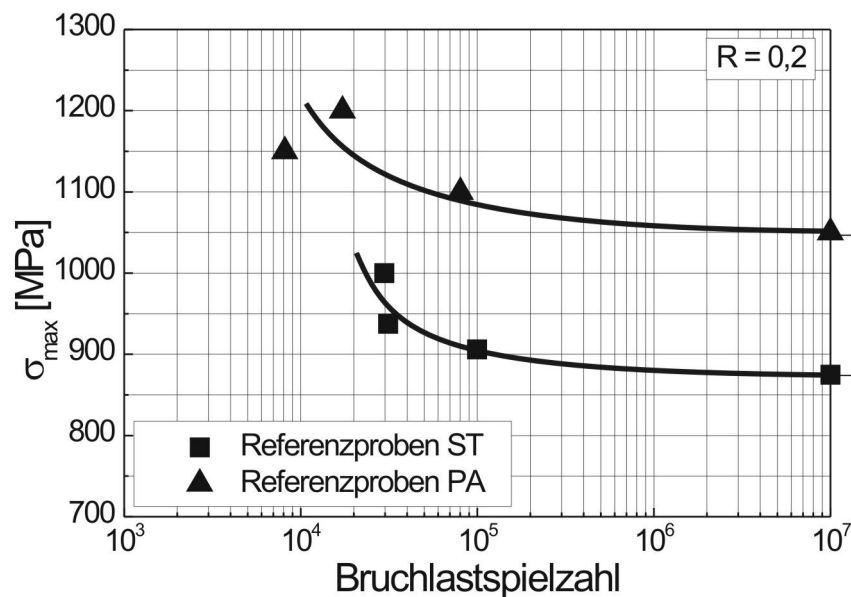


Bild 7.4 Wöhlerkurven mechanisch polierter Referenzzustände

Bei den in Bild 7.4 gezeigten Wöhlerkurven der polierten Referenzzustände der beiden Gefüge lösungsgeglüht und maximal ausgehärtet der Titanlegierung Ti 15-3 werden ausgeprägte Dauerfestigkeiten beobachtet. Das maximal ausgehärtete Gefüge zeigt bei $\sigma_{\max} = 1050$ MPa die höhere Dauerfestigkeit. Diese Maximalspannung liegt unter der 0,2 %-Dehngrenze, die für dieses Gefüge bei 1340 MPa festgestellt wurde (siehe Kapitel 4.3). Für das lösungsgeglühte Gefüge mit einer 0,2 %-Dehngrenze von 735 MPa ergibt sich eine Dauerfestigkeit bei $\sigma_{\max} = 875$ MPa, die damit deutlich oberhalb der Dehngrenze liegt.

7.2.2 Einfluss der Schnittgeschwindigkeit auf das Ermüdungsverhalten

Bild 7.5 zeigt die Wöhlerdiagramme für die Ermüdungsversuche an den trocken bearbeiteten Proben der beiden Gefüge der Titanlegierung Ti 15-3. Die erreichten Dauerfestigkeiten des konventionell bearbeiteten Werkstoffs liegen für das lösungsgeglühte Gefüge mit $\sigma_{\max} = 750$ MPa knapp unterhalb des polierten Referenzzustandes und für das maximal ausgehärtete Gefüge mit $\sigma_{\max} = 1200$ MPa oberhalb des Referenzzustandes. Eine Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit auf 400 m/min in den unteren HSC-Bereich führt für das maximal ausgehärtete Gefüge zu keiner Änderung der Dauerfestigkeit. Bei

dem lösungsgeglühten Gefüge wird ein geringes Absinken der Dauerfestigkeit um 100 MPa auf $\sigma_{\max} = 650$ MPa beobachtet. Das Bearbeiten der Werkstücke mit einer Schnittgeschwindigkeit von 4000 m/min verschlechtert die Ermüdungseigenschaften beider Gefüge drastisch. Die erreichten Dauerfestigkeiten sinken für beide Gefüge um 70 %. Die Dauerfestigkeit des maximal ausgehärteten Gefüges liegt nach Bearbeitung mit 4000 m/min mit $\sigma_{\max} = 350$ MPa im Bereich des lösungsgeglühten Gefüges mit $\sigma_{\max} = 200$ MPa.

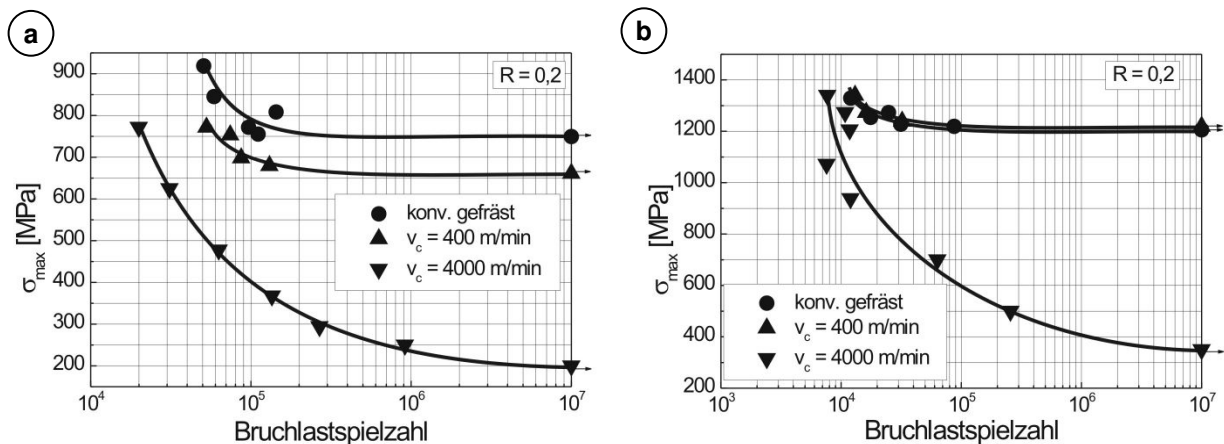


Bild 7.5 Wöhlerkurven trocken gefräster Gefüge nach konventioneller Bearbeitung, Bearbeitung mit 400 m/min und Bearbeitung mit 4000 m/min
a) ST, b) PA

7.2.3 Einfluss der Minimalmengenschmierung auf das Ermüdungsverhalten

Die Verwendung von Minimalmengenschmierung für die Bearbeitung der Titanlegierung Ti 15-3 führt weder bei konventioneller Bearbeitung noch bei Bearbeitung mit 4000 m/min zu einer signifikanten Änderung der erreichten Dauerfestigkeiten.

Die Dauerfestigkeiten für das lösungsgeglühte Gefüge liegen mit $\sigma_{\max} = 750$ MPa nach konventioneller Bearbeitung und mit $\sigma_{\max} = 200$ MPa nach Bearbeitung mit 4000 m/min bei exakt gleichen Maximalspannungen wie unter trockenen Fräsbedingungen. Das maximal ausgehärtete Gefüge zeigt eine minimale Erhöhung der Dauerfestigkeit um 50 MPa bei Verwendung der Minimalmengenschmierung. Hier werden Maximalspannungen der Dauerfestigkeit von 1250 MPa nach konventioneller Bearbeitung und von 400 MPa nach HSC-Bearbeitung erreicht.

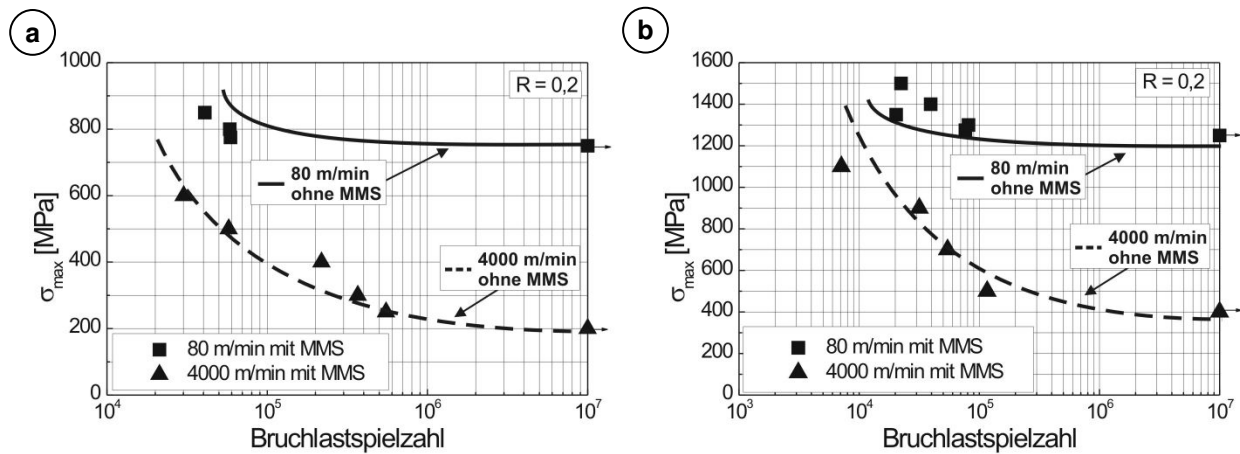


Bild 7.6 Wöhlerkurven gefräster Gefüge nach trockener konventioneller Bearbeitung und Bearbeitung mit 4000 m/min und mit Verwendung von Minimalmengenschmierung

a) ST, b) PA

			ST	PA
Referenzproben			875	1050
80 m/min	ohne MMS		750	1200
	mit MMS		750	1250
400 m/min	ohne MMS		650	1200
	ohne MMS		200	350
4000 m/min	ohne MMS		200	400
	mit MMS		200	400

Tabelle 7.2 Maximalspannungen der Dauerfestigkeiten der Gefüge der Titanlegierung Ti 15-3 für alle untersuchten Bearbeitungsmethoden

8 Diskussion

Im folgenden Kapitel wird auf die Ursachen der Auslösung von zu Segmentspänen führenden Scherlokalisierungen eingegangen. Durch die breite Gefügevariation der ausgewählten Werkstoffe können gezielte Aussagen über den Einfluss von Wärmeleitfähigkeit, mikroskopischer Textur und Makrotextur auf die Auslösung der Scherlokalisierungen getroffen werden. Anschließend wird der Prozess des Hochgeschwindigkeitsfräns bezüglich der Ermüdungseigenschaften der bearbeiteten Werkstücke der gut zerspanbaren Aluminiumlegierung und der schlecht zerspanbaren Titanlegierung bewertet.

8.1 Werkstoffeinfluss auf die Scherlokalisierungen

Die ausscheidungshärtbare Titanlegierung Ti 15-3 zeichnet sich durch ein Gefüge mit isotropen mechanischen Eigenschaften aus, das aufgrund eines kubisch raumzentrierten Gitters hohe Verformbarkeit aufweist. Diese Legierung verhält sich damit mechanisch ähnlich der ebenfalls ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierung 7075 und ermöglicht aufgrund ihrer sehr geringen thermischen Leitfähigkeit von nur 8 W/mK im Vergleich zur Aluminiumlegierung mit einer Wärmeleitfähigkeit von 150 W/mK die gezielte Untersuchung des Einflusses der Wärmeleitfähigkeit auf Scherlokalisierungen.

Die Auslösung von Scherlokalisierungen und die Ausbreitung von Scherbändern kann durch die dynamische Werkstoffprüfung untersucht werden. Bei den Druck- und Druck-Scherversuchen wird überprüft, inwieweit ein Zusammenhang zwischen der Neigung eines Werkstoffs zum adiabaten Scheren und der bei der spanenden Bearbeitung entstehenden Spanform (kontinuierlich oder segmentiert) besteht. Durch die Neigung der Probenlängsachse zur Stauchrichtung bei den Druck-Scherversuchen entsteht eine biaxiale Schubspannungs-Normalspannungs-Belastung. Bei einem Neigungswinkel (α) der zylindrischen Proben ergibt sich über die Beziehung $\tan \alpha = \tau/\sigma$ ein Verhältnis von überlagerter Scherspannung (τ) zur axialen Druckspannung (σ). Durch diese Probenform wird erreicht, dass dem Werkstoff ein definierter homogener Belastungs- bzw. Verformungszustand angeboten wird. Daher steuert das Werkstoffverhalten die Anfälligkeit zur Scherverformungskonzentration unter den vorgegebenen ein- oder mehrachsigen

Belastungsbedingungen selbst. Aus den Ergebnissen der dynamischen Versuche kann damit geschlossen werden, ob der untersuchte Werkstoff freiwillig segmentiert oder ob eine Segmentierung nur von den geometrischen Verhältnissen in der Kontaktzone erzwungen wird. Die in der mechanischen Werkstoffprüfung maximal erreichbare Dehnrates von $2 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ für Versuche im Split-Hopkinson Aufbau liegt allerdings noch weit unter der beim Zerspanen tatsächlich auftretenden Dehnrates von ca. 10^6 s^{-1} (Wittmann et al. [1990]).

Die Erhöhung der Dehnrates in der mechanischen Werkstoffprüfung durch den Split-Hopkinson Aufbau bringt für die Aluminiumlegierung 7075 keine weiteren Erkenntnisse zu den am Fallwerk gemachten Beobachtungen (Bild 8.1). Beim durch makroskopisches Abscheren versagenden unteralterten Gefüge bewirkt die Dehnrateserhöhung lediglich eine Erhöhung der Streckgrenze bei gleichzeitiger Verringerung der erreichten Verformung. Das überalterte Gefüge zeigt bis zur maximal getesteten Verformung auch bei der Dehnrates im Split-Hopkinson Aufbau kein Auftreten von Scherlokalisierungen und damit kein Werkstoffversagen. Es genügt daher, die am Fallwerk gemachten Beobachtungen in Analogie zum Zerspanungsverhalten zu setzen. Aus den Ergebnissen dieser Untersuchungen geht die Aussage hervor, dass die Wechselwirkungen von Versetzungen mit schneidbaren und nicht schneidbaren Ausscheidungen für das Auftreten oder Ausbleiben von Scherlokalisierungen ausscheidungshärtbarer Legierungen verantwortlich sind (Blümke [2001]).

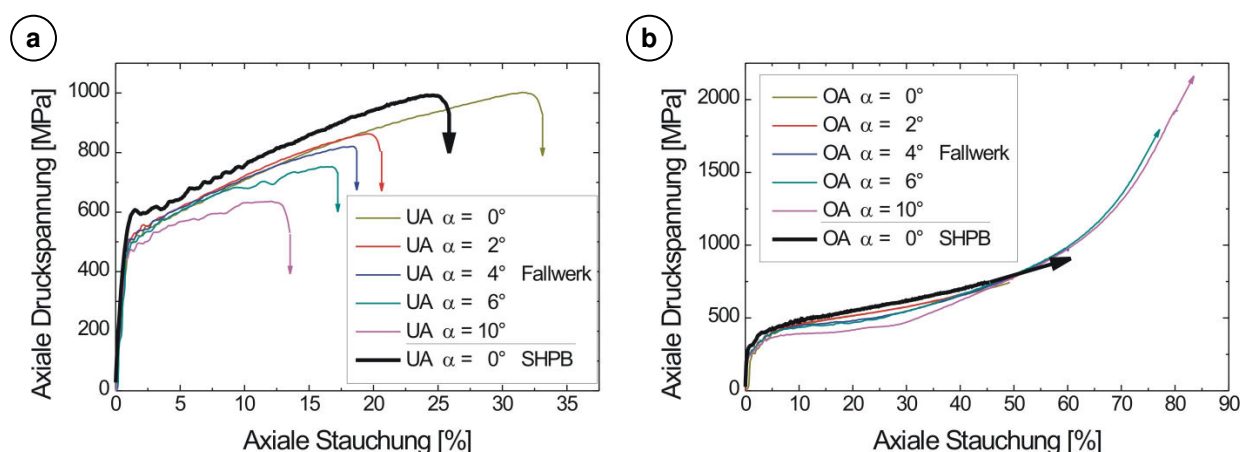


Bild 8.1 Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Aluminiumlegierung 7075 unter dynamischer Druckbelastung,
a) UA, b) OA

Für die ausscheidungshärtbare Titanlegierung Ti 15-3 ergibt sich bezüglich des Auslösens von Scherlokalisierungen folgendes Bild:

Beim Vorhandensein von Ausscheidungen im maximal ausgehärteten Zustand treten analog zur Aluminiumlegierung Wechselwirkungen der Versetzungen mit diesen Teilchen auf, die zu Scherlokalisierungen führen. Das dehnratenunabhängige Versagen durch Abscherung in den Druck- und Druck-Scherversuchen und die segmentierten Späne der Titanlegierung Ti 15-3 belegen dies. Die einzelnen Spansegmente sind unabhängig von der Schnittgeschwindigkeit durch weiße, stark verformte Zonen voneinander getrennt, in denen die Ausscheidungsauflösung durch mehrfaches Schneiden und durch die im scherlokalisierten Bereich stattfindende Temperaturerhöhung direkt im Schliffbild sichtbar wird. Das gleiche Erscheinungsbild weisen auch die Scherbänder der Druckproben auf.

Beim ausscheidungsfreien lösungsgeglühten Zustand der Titanlegierung tritt eine Dehnratenabhängigkeit für das Auftreten von Scherlokalisierungen auf. Bei niedriger Dehnraten nimmt das gesamte Werkstoffvolumen die Verformung auf, mikroskopisch kommt es zur Bildung von einzelnen Gleitlinien. Entsprechende Beobachtungen konnten anhand der quasistatischen Druckversuche gemacht werden. Bei einer Erhöhung der Dehnraten treten Scherlokalisierungen auf. Es kommt aufgrund der niedrigen Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffs zu dem von Recht [1964] beschriebenen Wettlauf zwischen der thermischen Entfestigung durch die Temperaturerhöhung im scherlokalisierten Bereich und der Verfestigung des Werkstoffs aufgrund einer gesteigerten Versetzungsdichte. Bei der Dehnraten im Fallwerk überwiegt die Verfestigung, so dass es nach einer anfänglichen Lokalisierung der Verformung auf Gleitebenen unter 45° zur Belastungsachse nicht zu Scherbandbildung kommt. Erst eine weitere Dehnratenenerhöhung führt im scherlokalisierten Bereich zu einem Überwiegen der thermischen Entfestigung gegenüber der Verfestigung und damit zur Ausbildung eines Scherbandes und dem makroskopischen Abscheren des Werkstoffs. Die niedrige Wärmeleitfähigkeit der Titanlegierung behindert die Temperaturabgabe im scherlokalisierten Bereich an den umgebenden Werkstoff, so dass die Scherlokalisierung unter annähernd adiabaten Bedingungen abläuft. Folglich kommt es zu der Ausbildung eines „adiabaten“ Scherbandes.

Die Ausbildung eines Scherbandes wird beim lösungsgeglühten Gefüge der Titanlegierung Ti 15-3 durch eine erzwungene Scherung auch bei geringeren Dehnraten erreicht. Durch die erzwungene Scherung ist die Ebene der höchsten Spannung innerhalb des

Werkstoffs definiert, so dass sich die gesamte Verformung des Werkstoffs dort lokalisiert. Die durch die Lokalisierung der Verformung hervorgerufene Temperaturerhöhung reicht aufgrund der niedrigen Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffs im Gegensatz zu den uniaxialen Druckversuchen mit geringerer Verformungslokalisierung und damit geringerem Temperaturanstieg schon bei der im Fallwerk erreichten Dehnrates zu einem Überwiegen der thermischen Entfestigung gegenüber der Verfestigung aus.

Aufgrund der erzwungenen Scherung und der hohen Dehnrates bei der Zerspanung sind die Späne des lösungsgeglühten Gefüges der Titanlegierung bei allen Schnittgeschwindigkeiten segmentiert. Im Gegensatz dazu zeigen Untersuchungen an Spänen des lösungsgeglühten Gefüges der Aluminiumlegierung 7075 unabhängig von der Schnittgeschwindigkeit das Ausbleiben von Scherlokalisierung. Aufgrund des ähnlichen Verformungsverhaltens der beiden Legierungen kann die Bildung von Segmentspänen der Titanlegierung auf den alleinigen Einfluss der geringen Wärmeleitfähigkeit zurückgeführt werden. Die Erhöhung der Dehnrates mit gesteigerter Schnittgeschwindigkeit führt zu einem Temperaturanstieg in der primären Scherzone, der die thermische Entfestigung der Verformungslokalisierung noch weiter verstärkt (Clifton et al. [1984]). Die mit steigender Schnittgeschwindigkeit immer schmaler werdenden Scherzonen der Späne lassen diesen Einfluss der Dehnrates auf das Verformungsverhalten erkennen. Bei sehr hohen Dehnrates kommt es zur Ausbildung von adiabaten Scherbändern.

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass die Wärmeleitfähigkeit durch die Beeinflussung der Temperaturverhältnisse im scherlokalisierten Bereich das Auftreten oder Ausbleiben von makroskopischen Scherbändern bestimmt und damit das Werkstoffverhalten stark dehnratesabhängig macht. Bei geringer Wärmeleitfähigkeit treten auch bei duktilen Gefügezuständen Scherlokalisierungen auf, die bei hohen Dehnrates zu Scherbändern führen können. Das Auftreten von Segmentspänen wird dadurch schnittgeschwindigkeitsabhängig und kann nicht allein auf die Härte und die Duktilität des zerspannten Werkstoffs zurückgeführt werden.

Die Auslösung der Scherlokalisierungen verläuft in jedem Falle kristallografisch definiert. Dies konnte anhand der gestoppten dynamisch verformten Druck-Scherproben gezeigt werden. Die Scherlokalisierung entsteht durch das Zusammenlagern von Gleitlinien zu scherlokalisierten Bändern in der Scherebene. Mit zunehmender Verformung verbinden sich die Scherlokalisierungen zu einem makroskopischen Scherband unter 45° zur Belastungsrichtung durch die gesamte Probe hindurch.

Durch die hexagonale Gitterstruktur der Titanlegierung Ti 6-4 war es möglich, ein Duplex-Gefüge einzustellen, das eine makroskopische Textur besitzt und damit anisotrope Eigenschaften aufweist. Aufgrund der Makrotextur erfolgt nach anfänglicher Scherlokalisierung auch die Scherbandausbreitung kristallografisch definiert. Die Versagensrichtung von Druckproben wird daher von der Orientierung der Textur zur Belastungsrichtung bestimmt. Die quasistatischen und die dynamischen Druckversuche haben unabhängig von der Dehnrates gezeigt, dass Proben mit gleicher Orientierung der Textur zur Belastungsrichtung für alle Versuche die gleiche Versagensrichtung aufweisen. Hieraus ergibt sich, dass der Beginn der Scherlokalisierung unabhängig von der Dehnrates kristallografisch definiert verläuft.

Aus den Polfiguren geht hervor, dass die eingestellte Transversaltextur nicht stark ausgeprägt ist und das Gefüge einen Pol nahezu gleicher Intensität in Walzrichtung aufweist. Es liegt daher eine Mischtextur vor, so dass die vom Werkstoff bevorzugten Gleitebenen bei uniaxialer Verformung nicht eindeutig bestimmt werden können. Die ermittelten Spannungskennwerte der quasistatischen Zug- und Druckversuche und der dynamischen Druckversuche in T-Richtung liegen immer bei höheren Werten als in den anderen Richtungen und zeigen damit einen eindeutigen Einfluss der Textur auf das Verformungsverhalten. Eine Verformung in T-Richtung führt sowohl für die den TD-Pol ergebende Ausrichtung des Gitters als auch für die den RD-Pol ergebende Ausrichtung des Gitters zu einer Lage der Pyramidalebenen unter 45° zur Belastungsrichtung. Die höheren Spannungskennwerte können auf die höhere kritische Schubspannung der Pyramidalebenen im Vergleich zu den kritischen Schubspannungen der prismatischen Ebenen und der Basalebenen zurückgeführt werden.

Der die Ausbreitungsrichtung des Scherbandes bestimmende Textureinfluss kann nur bei reiner Druckverformung gezeigt werden. Bei einer erzwungenen Verformungsrichtung, z.B. durch Druck-Scherversuche mit gekippten Proben, zeigen die Proben Verformung in der Richtung, die durch den Versuch vorgegeben wird. Zwar geschieht hier analog zu den Untersuchungen an den gestoppten Druck-Scherproben der Titanlegierung Ti 15-3 eine kristallografische Auslösung der Scherlokalisierung, aufgrund der erzwungenen Lage der Scherebene erfolgt die Ausbreitung des Scherbandes dann aber trotz Makrotextur nicht mehr kristallografisch orientiert. Der Textureinfluss auf die Ausbreitung des Scherbandes ist nicht sehr groß, so dass bereits eine geringe erzwungene Scherung genügt, um die Ausbreitungsebene des Scherbandes festzulegen.

Bei der erzwungenen Scherrichtung im Spanbildungsprozess hat die in das Duplex-Gefüge eingebrachte Makrotextur daher ebenfalls keinen Einfluss auf den Segmentierungsgrad und damit auf den Prozess selbst. Durch die Geometrie an der Schneide wird beim Zerspanvorgang Verformung erzwungen, bei der die Auslösung der Scherlokalisierungen kristallografisch definiert erfolgt. Die Ausbreitungsrichtung des Scherbandes wird nun analog zu den Druck-Scherversuchen rein von den Geometrieverhältnissen an der Schneide bestimmt und erfolgt ungeachtet der Textur bei allen Schnittrichtungen gleichermaßen, so dass ein einheitlicher Segmentierungsgrad beobachtet wird.

Das an der gleichen Titanlegierung Ti 6-4 gezielt eingestellte groblamellare Gefüge weist Lamellenpaketbreiten auf, die in ihren Abmessungen größer als die Spandicke sind. Der Werkstoff verhält sich daher abschnittsweise über der gesamten Spandicke ähnlich eines Einkristalls und weist damit in diesen Bereichen eine ideal scharfe Textur auf. Die Scherbandausbreitung erfolgt nun innerhalb einzelner Lamellenpakete nach anfänglicher Scherlokalisierung ebenfalls kristallografisch definiert und führt damit zu einer direkten Beeinflussung des Segmentierungsgrades der Späne im Gegensatz zum texturierten Duplex-Gefüge, das über der Spandicke polykristallin ist. Somit ergeben sich Späne, die nebeneinander liegende Bereiche mit vollkommen unterschiedlichen Segmentierungsgraden entsprechend der im Spanabschnitt vorliegenden Lamellenorientierung aufweisen. Die Ausrichtung der Lamellen wird durch die Orientierung des Gitters des α -Titans bestimmt. Die c-Achse des hexagonalen Gitters ist hierbei entlang der Lamellenlängsachse orientiert. Eine Scherung des Werkstoffs parallel zu den Lamellen, also entlang der c-Achse, ergibt den niedrigsten Segmentierungsgrad. Diese Scherung führt zu erzwungener Gleitung auf den unter 45° liegenden Pyramidalebene des hexagonalen Gitters, die aufgrund der hohen kritischen Schubspannung eine Gleitung erschweren und damit den niedrigen Segmentierungsgrad verursachen.

Beim selben Gefügetyp wird keine Beeinflussung des Segmentierungsgrades durch die Textur beobachtet, wenn sich der Werkstoff über der Spandicke nicht mehr ähnlich eines Einkristalls, sondern polykristallin verhält. Das feinlamellare Gefüge der selben Titanlegierung unterscheidet sich vom groblamellaren Gefüge lediglich durch die Abmessungen der Lamellen, die in diesem Gefüge nicht zu Paketen angeordnet sind, sondern einzeln statistisch verteilt vorliegen. Die Lamellen sind damit im Vergleich zu den Spanabmessungen so klein, dass über der gesamten Spandicke Mittelung über viele unterschiedliche Ausrichtungen stattfindet und damit keine Beeinflussung der Spanbildung durch das Gefüge beobachtet wird.

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass die Auslösung der Scherlokalisierungen unabhängig von den äußeren Verformungsbedingungen und der Dehnrates offensichtlich immer kristallografisch definiert erfolgt. Die Ausbreitung eines Scherbandes erfolgt bei weiterer Verformung kristallografisch nicht definiert und hängt von der erzwungenen Scherrichtung ab. Für den Spanbildungsmechanismus bedeutet dies, dass der Segmentierungsgrad von der Gefügeorientierung des Werkstoffs unabhängig ist, wenn sich der Werkstoff über der Spandicke ähnlich wie ein Polykristall verhält. Bei texturierten Werkstoffen, die sich über der Spandicke ähnlich eines Einkristalls verhalten, tritt eine Beeinflussung der Ausbreitungsrichtung der Scherbänder und damit des Segmentierungsgrades abhängig von der Gefügeorientierung auf. Die Textur hat dabei keinen Einfluss auf das Auftreten und Ausbleiben von Scherlokalisierungen und damit auf die Art der Späne.

8.2 Ermüdungsverhalten hochgeschwindigkeitsgefräster Werkstücke unter trockenen Schnittbedingungen

Das Ermüdungsverhalten bearbeiteter Oberflächen hängt stark vom verwendeten Werkstoff, dem eingestellten Gefüge und der verwendeten Schnittgeschwindigkeit ab. Im Folgenden werden die jeweiligen Einflüsse auf das Ermüdungsverhalten diskutiert.

8.2.1 Aluminiumlegierung 7075

Zur Untersuchung der Ursachen, die zu der beobachteten Erhöhung der Dauerfestigkeiten mit steigender Schnittgeschwindigkeit führen, müssen Druckeigenspannungen, Kaltverfestigung und die Qualität der bearbeiteten Oberflächen betrachtet werden.

Um den Effekt von Eigenspannungen zu analysieren, wurden Proben des überalterten Gefüges nach der Hochgeschwindigkeitsbearbeitung einer Wärmebehandlung von 2 h bei 150 °C zur Beseitigung von eventuell vorhandenen Eigenspannungen unterzogen. Die Temperatur und die Zeit der durchgeführten Glühung wurde so gewählt, dass es zu keiner signifikanten Beeinflussung des Auslagerungszustandes und dadurch auch nicht zu einer Änderung der mechanischen Eigenschaften, wie z.B. der Härte des Werkstoffs gekommen ist. Das Ermüdungsverhalten der spannungsarm geglühten Proben ent-

spricht dem Ermüdungsverhalten der nicht geglähten Proben (Bild 8.2). Es kann gefolgert werden, dass durch die Fräsbearbeitung keine ausreichend hohen Eigenspannungen in die Werkstücke eingebracht worden sind. Erste röntgenografische Untersuchungen aller Auslagerungszustände geben Hinweise auf sehr geringe Eigenspannungen und unterstützen damit diese Schlussfolgerung.

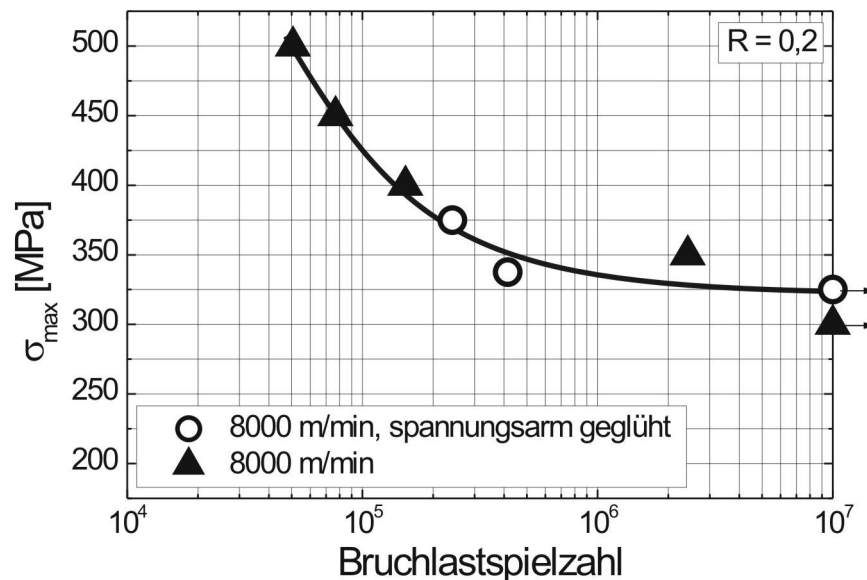


Bild 8.2 Wöhlerkurven der hochgeschwindigkeitsgefrästen Proben des überalterten Gefüges der Aluminiumlegierung 7075

Die Härte ist ein Maß für die eingebrachte Verformung und damit für die Verfestigung des Werkstoffs. Das Härteprofil im Querschliff zeigt, dass sowohl nach konventioneller Bearbeitung als auch nach HSC-Bearbeitung die auf der gefrästen Oberfläche gefundene hohe Härte bereits in einem minimalen Bereich von maximal 10 μm unterhalb der gefrästen Oberfläche auf die Bulk Härte fällt. Die Oberflächenhärte ist unter HSC-Bedingungen bei allen Gefügen signifikant geringer als unter konventionellen Bedingungen, was durch eine höhere eingebrachte Wärme und einer damit verbundenen thermischen Entfestigung bei höherer Schnittgeschwindigkeit erklärt werden kann. Die Kaltverfestigung kann daher als Hauptfaktor zur Verursachung der Erhöhung der Dauerfestigkeit bei gesteigerter Schnittgeschwindigkeit ebenfalls ausgeschlossen werden.

Die Rauigkeitsmessungen zeigen eine eindeutige Korrelation der Oberflächenrauigkeit mit der Schnittgeschwindigkeit bei trockener Bearbeitung. Die oft beobachtete Verbesserung der Oberflächenqualität mit steigender Schnittgeschwindigkeit findet sich hier wieder. Durch die Erniedrigung der Oberflächenrauigkeiten kommt es zu einer Erhöhung der Dauerfestigkeiten durch einen höheren Widerstand gegen Rissbildung (Abrão

und Aspinwall [1996], Yang et al. [1996], Ezugwu und Wang [1997], Mantle und Aspinwall [1997, 2001] und Che-Haron [2001]).

Die Glättung der Oberfläche bei erhöhter Schnittgeschwindigkeit führt bei allen Gefügen zu einer Steigerung der Dauerfestigkeit. Ob die Dauerfestigkeit des polierten Referenzzustandes erreicht wird oder nicht, hängt offensichtlich von der Kerbempfindlichkeit des Werkstoffs ab. Die duktileren (und damit auch weniger festen) Gefügezustände zeigen geringere Kerbempfindlichkeit und daher auch höhere relative Steigerungen der Ermüdungsfestigkeit als hochfeste Gefügezustände. Das heißt, das maximal ausgehärtete Gefüge zeigt nach HSC-Bearbeitung eine geringere Dauerfestigkeitssteigerung als das sehr duktile überalterte Gefüge.

Die große Oberflächenrauigkeit der konventionell bearbeiteten Proben des überalterten Gefüges stellt eine Besonderheit im Vergleich zu den anderen Gefügen dar. Hier kommt es zu einem Verkleben der kontinuierlichen Späne in der Kontaktzone. Es ist bekannt, dass der Spanabfluss bei kontinuierlichen Spänen schlechter ist als bei Segmentspänen (Komanduri [1985], Xie et al. [1995]). Die niedrige Festigkeit des unteralterten Auslagerungszustands ermöglicht in Verbindung mit den trockenen Fräsbedingungen das Eindrücken von Spanteilen in die neu erzeugte Werkstückoberfläche. Durch die geringe Kerbempfindlichkeit des überalterten Auslagerungszustands führt diese gesteigerte Rauigkeit allerdings nur zu einer geringen Beeinflussung der Ermüdungseigenschaften. Bei einer Schnittgeschwindigkeit von 8000 m/min und bei Verwendung von Minimalmengenschmierung erfolgt aufgrund eines verbesserten Spanablaufs gegenüber trockener konventioneller Bearbeitung kein Verquetschen von Spanteilen mehr in der Kontaktzone. Die bearbeiteten Oberflächen weisen daher signifikant niedrige Rauigkeiten auf, die zu erhöhten Dauerfestigkeiten führen.

Die Oberflächenrauigkeiten aller Gefüge nach HSC-Bearbeitung zeigen, dass der Spanbildungsmechanismus (segmentiert, kontinuierlich) keinen Einfluss auf die Werkstückoberflächen ausübt. Unabhängig, ob ein kontinuierlicher Span oder ein Segmentspan auftritt, liegen die Rauigkeiten aller Gefüge auf dem gleichen Niveau. Die durch die Rauigkeit bestimmten Ermüdungseigenschaften sind daher ebenfalls unabhängig vom Spanbildungsmechanismus.

8.2.2 Titanlegierung Ti 15-3

Bei der Titanlegierung Ti 15-3 kommt es nach HSC-Bearbeitung mit einer Schnittgeschwindigkeit von 4000 m/min zu einer erheblichen Schädigung der Oberfläche, die eine drastische Verschlechterung des Ermüdungsverhaltens der Werkstücke mit sich bringt. Die Art der Schädigung ist vom jeweiligen Gefüge und den damit verbundenen mechanischen Eigenschaften abhängig. So zeigt das gut verformbare lösungsgeglühte Gefüge Abplatzungen der durch die Fräsbearbeitung entstandenen Titanoxid-Schicht. Das maximal ausgehärtete Gefüge zeigt nur sehr vereinzelt Titanoxid-Bildung und keinerlei Abplatzungen. In diesem Gefüge treten dagegen Risse auf, die mehrere hundert Mikrometer tief ins Werkstück hineinreichen. Die Schädigungen sind zum einen auf die hohen Temperaturen beim Schneidprozess und zum anderen auf die eingebrachte Verformung durch die Einwirkung der Nebenschneide zurückzuführen. Sowohl die Risse als auch die Abplatzungen der Oberfläche erzeugen Kerbwirkung. Damit kommt es zu Spannungsüberhöhungen, die zu einer deutlichen Verschlechterung der Ermüdungseigenschaften führen. Die Dauerfestigkeit wird bei diesen Oberflächenzuständen nicht mehr durch den Widerstand gegen Rissbildung, sondern durch den Schwellwert der Rissausbreitung bestimmt.

Es wurde untersucht, inwiefern durch eine Nachbearbeitung der Oberfläche des lösungsgeglühten Gefüges die Ermüdungseigenschaften wieder verbessert werden könnten. Die durch die Einwirkung von Temperatur und Verformung durch die Nebenschneide im Randbereich erzeugte feinkörnige Schicht ließ erwarten, dass die Dauerfestigkeiten nach Entfernen der Kerben oberhalb der ausschließlich konventionell bearbeiteten Proben liegen sollten. Hieraus hätte sich trotz der oben dargestellten Ergebnisse eine sinnvolle Anwendung der hohen Schnittgeschwindigkeiten ableiten lassen. Hierzu wurde an HSC-bearbeiteten Proben die Oberfläche so abgeschliffen, dass lediglich die mit Titanoxid belegte Schicht entfernt wurde, und somit die Oberfläche im Bereich der feinkörnigen Schicht lag. Die in Bild 8.3 dargestellten Ergebnisse zeigen, dass durch eine Nachbearbeitung des lösungsgeglühten Zustandes die Dauerfestigkeit gegenüber des unter HSC-Bedingungen gefrästen Werkstoffs erheblich ansteigt, allerdings nicht über das Niveau der ausschließlich konventionell bearbeiteten Proben hinausgeht. Dies unterstreicht die katastrophale Wirkung der durch die HSC-Bearbeitung eingebrachten Kerben und stellt damit den Sinn der Anwendung dieser hohen Schnittgeschwindigkeit für ermüdungsbeanspruchte Bauteile in Frage.

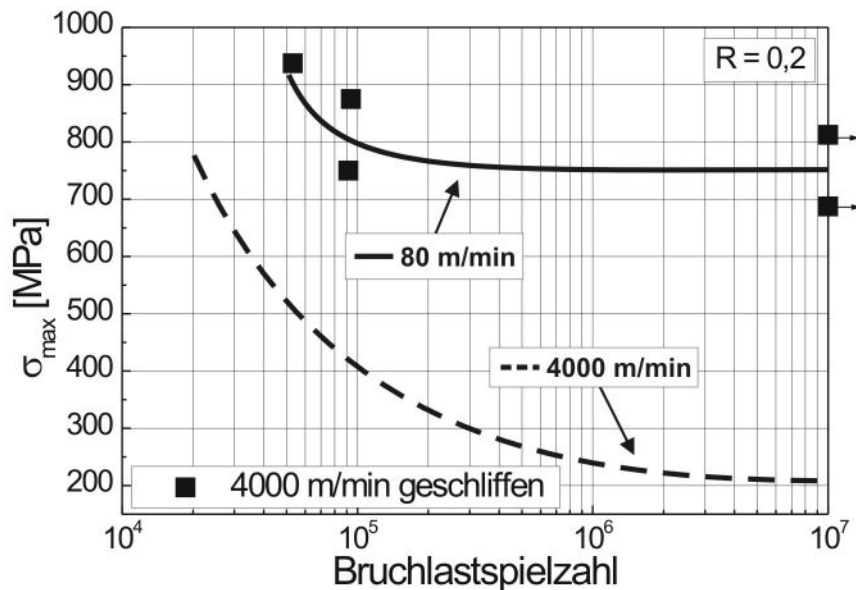


Bild 8.3 Wöhlerkurven von geschliffenen Proben des lösungsgeglühten Gefüges der Titanlegierung 15-3

Zusammenfassend lässt sich damit feststellen, dass eine HSC-Bearbeitung mit einer Schnittgeschwindigkeit von 4000 m/min zu einer drastischen Verschlechterung der Ermüdungseigenschaften führt. Die in die Oberfläche eingebrachten Gefügeveränderungen können nicht ausgenutzt werden, um die Dauerfestigkeiten über das Niveau der konventionell bearbeiteten Proben zu heben. Eine Bearbeitung im unteren HSC-Bereich bei 400 m/min bringt gegenüber konventioneller Bearbeitung Vorteile bezüglich des Zeitspanvolumens, aber nicht bezüglich des Ermüdungsverhaltens der bearbeiteten Titanlegierung.

8.3 Einfluss der Minimalmengenschmierung auf den Schneidprozess und die Ermüdungseigenschaften gefräster Werkstücke

Minimalmengenschmierung wird vor allem bei Schneidprozessen angewendet, bei denen man mit normalen flüssigen Schmiermitteln die Kontaktzone zwischen Schneide und Werkstück schlecht oder gar nicht erreicht. Dies sind vor allem spanende Bearbeitungsmethoden mit sehr hohen Schnittgeschwindigkeiten und Methoden, wie z.B. das Bohren, bei denen die Kontaktzone nicht direkt zugänglich ist (Kelly [2002]). Die Minimalmengenschmierung ändert die Reibverhältnisse in der Kontaktzone zwischen

Schneide und Werkstück und führt damit zu einem verbesserten Spanablauf und einer Minimierung der Wärmeentwicklung.

Anhand der Späne der Aluminiumlegierung 7075 konnte gezeigt werden, dass die Minimalmengenschmierung einen direkten Einfluss auf die Spangestalt ausübt. Die nach Bearbeitung mit Minimalmengenschmierung erhaltenen Späne weisen allerdings kein einheitliches Erscheinungsbild auf, was darauf schließen lässt, dass die Einwirkung der Minimalmengenschmierung in der Kontaktzone nicht kontinuierlich bestand. Bei Anwesenheit von Schmiermittel in der Kontaktzone wird ein geringerer Segmentierungsgrad beobachtet, der von einer nur geringen plastischen Verformung im Scherband nach Auslösung der Scherlokalisierung hervorgerufen wird. Die im Vergleich zu trockener Bearbeitung geringere plastische Verformung im Scherband wird durch eine geringere thermische Entfestigung aufgrund der gesteigerten Wärmeabfuhr aus der scherlokalisierten Zone bei Verwendung von Minimalmengenschmierung zurückgeführt. Da die thermische Entfestigung eine Folge und keine Ursache der Scherlokalisierungen ist, verändert die Minimalmengenschmierung lediglich den Segmentierungsgrad und nicht den Spanbildungsmechanismus selbst.

Durch den verbesserten Spanablauf mit Minimalmengenschmierung wird die durch den Schneidvorgang eingebrachte Wärme zu einem größeren Teil über den Span abgeleitet, als bei trockener Bearbeitung. Die im Vergleich zu trockenen Schnittbedingungen schon bei geringeren Schnittgeschwindigkeiten komplett aufgeschmolzenen Späne der Titanlegierungen belegen dies. Trotz dieser Wärmeumverteilung vom Werkstück zum Span zeigen die unter HSC-Bedingungen mit Minimalmengenschmierung bearbeiteten Werkstücke der Titanlegierung Ti 15-3 die gleichen Oberflächenschädigungen wie die trocken bearbeiteten Werkstücke. Die Ermüdungseigenschaften dieser Werkstücke sind daher ebenfalls identisch. Auch die identischen Ermüdungseigenschaften nach konventioneller Bearbeitung zeigen, dass die Minimalmengenschmierung keinen Einfluss auf die bearbeiteten Oberflächen ausübt. Die Oberflächenhärte und die Härte im Profil unterhalb der bearbeiteten Oberfläche zeigt ebenfalls keine Einwirkung der Minimalmengenschmierung. Die Untersuchungen an den Spänen der Titanlegierung gaben Hinweis darauf, dass die Versorgung der Kontaktzone mit Schmiermittel nicht kontinuierlich erfolgte. Analog zu den Spänen der Aluminiumlegierung wurde unregelmäßige Segmentierung beobachtet. Eine Optimierung der Minimalmengenschmierung bezüglich der Kontinuität der Versorgung mit Schmiermittel lässt aufgrund der niedrigen Wärmeleitfä-

higkeit der Titanlegierung keine Verbesserung der beobachteten Oberflächenschädigungen und der damit verbundenen Ermüdungseigenschaften erwarten.

Bei der Aluminiumlegierung ist ein Einfluss der Minimalmengenschmierung auf die Ermüdungseigenschaften zu beobachten. Die Rauigkeitsmessungen auf den Oberflächen nach Fräsen mit Minimalmengenschmierung zeigen eine Verringerung der Rauigkeit nach konventioneller Bearbeitung im Vergleich zu trockenen Bedingungen. Mit dieser Verringerung der Rauigkeit geht direkt eine signifikante Erhöhung der Dauerfestigkeiten aller Gefüge einher.

Bei der HSC-Bearbeitung wird dagegen eine Erhöhung der Rauigkeit aller Gefüge bei Verwendung von Minimalmengenschmierung beobachtet. Die Wirkung auf die Ermüdungseigenschaften ist allerdings unklar und führt für das maximal ausgehärtete Gefüge zu einer Erhöhung der Dauerfestigkeit im Vergleich zu trockener Bearbeitung, während Minimalmengenschmierung beim unteralterten Gefüge zu einer Verringerung der Dauerfestigkeit führt. Die Erhöhung der Rauigkeit wird auf experimentelle Probleme bei der Minimalmengenschmierung zurückgeführt. Wie auch anhand der unregelmäßig segmentierten Späne zu beobachten war, erfolgte die Versorgung der Kontaktzone mit Schmiermittel nicht kontinuierlich. Aufgrund der hohen Schnittgeschwindigkeit und der damit verbundenen extremen Bedingungen in der Kontaktzone führt die nicht optimal eingesetzte Minimalmengenschmierung zu einer gesteigerten Rauigkeit der bearbeiteten Oberflächen. Es ist zu erwarten, dass eine Optimierung der Minimalmengenschmierung zu einer Verringerung der Oberflächenrauigkeit statt der hier gemessenen leichten Erhöhung führt, wie es ohne Optimierung bei den weniger extremen Bedingungen mit konventioneller Schnittgeschwindigkeit beobachtet wird.

Der Grund für die nicht kontinuierliche Versorgung der Kontaktzone mit Minimalmengenschmierung bei den hier vorgestellten Experimenten liegt am ständigen Eingriff in diese Zone. Um den Einfluss des Schneidenverschleißes zu eliminieren, wurde nach jeder Fräsbahn die Schneide ausgetauscht. Dadurch konnte nicht gewährleistet werden, dass die Abstände von Schmiedüse, Werkstück und Schneide immer gleich waren und die Minimalmengenschmierung somit optimal eingerichtet war. Um eine Quantifizierung des Einflusses der Minimalmengenschmierung auf die Spanbildung und die Ermüdungseigenschaften gefräster Werkstücke geben zu können, müssten weitergehende Untersuchungen durchgeführt werden, bei denen eine Optimierung der Minimal-

mengenschmierung hinsichtlich einer kontinuierlichen Versorgung der Kontaktzone und der Reproduzierbarkeit der Zerspanversuche erreicht sein sollte.

8.4 Schlussfolgerungen

Aus der Bewertung der experimentellen Ergebnisse und durch ihren Vergleich mit bekannten Untersuchungen können die folgenden Schlussfolgerungen gezogen werden:

1. Die dynamische Werkstoffprüfung in Form von Druck- und Druck-Scherversuchen ist zur Ermittlung der zur Scherlokalisierung führenden Mechanismen geeignet. Die gewonnenen Erkenntnisse können direkt auf die Spanbildung übertragen werden.
2. Für ausscheidungshärtbare Legierungen kann die Segmentspanbildung auf Grundlage der Wechselwirkungsmechanismen zwischen Versetzungen und Ausscheidungen verstanden werden.
Es konnte experimentell gezeigt werden, dass aufgrund einer niedrigen Wärmeleitfähigkeit adiabate Scherbänder auch bei einem duktilen Werkstoff auftreten.
3. Die Auslösung von Scherlokalisierung verläuft unabhängig von den äußeren Belastungsbedingungen und der Dehnrates immer kristallografisch definiert. Die Scherbandausbreitung bei weiterer Verformung erfolgt dann nicht kristallografisch definiert.
4. Eine ausgeprägte Textur kann auch zu einer kristallografisch definierten Ausbreitung von Scherbändern führen. Bei einem makrotexturierten Gefüge reicht allerdings bereits eine geringe Abweichung der erzwungenen Scherrichtung von der kristallografisch bestimmten Gleitrichtung, dass die Ausbreitung des Scherbandes nicht kristallografisch definiert verläuft. Bei Gefügen, die sich im Bereich der Scherebene ähnlich eines Einkristalls verhalten, erfolgt die Scherbandausbreitung auch bei erzwungener Scherrichtung kristallografisch definiert und führt damit beim Zerspanen zu lokal unterschiedlichen Segmentierungsgraden.
5. Bei der Aluminiumlegierung wird aufgrund der Verringerung der Oberflächenrauigkeit eine Verbesserung der Ermüdungseigenschaften durch HSC-Bearbeitung erzielt. Der Spanbildungsmechanismus zeigt dabei keinerlei Einwirkung auf die Ermüdungseigenschaften. Der Einfluss des Gefüges lässt sich auf den Grad der Steigerung der Dauerfestigkeit durch HSC-Bearbeitung reduzieren. Dieser wird durch die Empfindlichkeit des Gefüges auf Oberflächenrauigkeit, d.h. gegen Ker-

ben bestimmt. Duktilere (und damit auch weniger feste) Gefügezustände lassen in der Regel höhere relative Steigerungen der Ermüdungsfestigkeit erwarten als die hochfesten Gefügezustände.

6. Durch HSC-Bearbeitung mit 4000 m/min treten an der Titanlegierung Ti 15-3 Schädigungen der oberflächennahen Schicht auf. Diese bewirken durch Spannungsüberhöhung und Kerbwirkung eine drastische Verschlechterung der Ermüdungseigenschaften. Die Dauerfestigkeit wird bei diesen Oberflächenzuständen nicht mehr durch den Widerstand gegen Rissbildung, sondern durch den Schwellwert der Rissausbreitung bestimmt. Eine Bearbeitung im unteren HSC-Bereich mit 400 m/min zeigt keine Änderung der Ermüdungseigenschaften im Vergleich zu konventioneller Bearbeitung.
7. Minimalmengenschmierung bewirkt bei der Aluminiumlegierung nach konventioneller Bearbeitung eine signifikante Verbesserung der Ermüdungseigenschaften aufgrund einer Verringerung der Oberflächenrauigkeit. Beim Fräsen der Titanlegierung zeigt die Minimalmengenschmierung keinerlei Einfluss auf die Oberflächenqualität. Der Einfluss von Minimalmengenschmierung kann aufgrund experimenteller Probleme nicht genauer quantifiziert werden. Eine Optimierung der Schmierung für die Aluminiumlegierung lässt eine Verringerung der Oberflächenrauigkeit auch bei HSC-Bearbeitung erwarten.

9 Zusammenfassung

Die Zielsetzung der vorliegenden Arbeit bestand darin, die bei der Hochgeschwindigkeitsbearbeitung im Werkstück vor der Schneide ablaufenden Vorgänge und deren Auswirkungen auf die bearbeiteten Werkstücke zu charakterisieren. Die Arbeit gliedert sich in zwei Teile, wobei im ersten Teil der Einfluss des Werkstoffs (Mikrotextur, Makrotextur, Wärmeleitfähigkeit) auf die zu Segmentspänen führenden Scherlokalisierungen geklärt wird. Der zweite Teil der Arbeit beschäftigt sich mit den Einflüssen der spanenden Bearbeitung auf das Werkstück und den Auswirkung auf das Ermüdungsverhalten bearbeiteter Oberflächen.

In drei unterschiedlichen Werkstoffen wurde durch geeignete Wärmebehandlungen eine möglichst breite Gefügevariation eingestellt. Bei der ausscheidungshärtbaren Aluminiumknetlegierung EN AW-7075 wurde ein unteraltes, ein maximal ausgehärtetes sowie ein überaltes Gefüge eingestellt. Bei der Titanlegierung Ti 15-3 wurde ein lösungsgeglühtes und ein maximal ausgehärtetes und bei der Titanlegierung Ti 6-4 ein groblamellares, ein feinlamellares und ein makrotexturiertes Duplex-Gefüge für die Untersuchungen verwendet. Die eingestellten Gefüge wurden licht- und elektronenmikroskopisch sowie durch Härtemessungen und quasistatische Zugversuche charakterisiert. Das Werkstoffverhalten bei Belastung mit hohen Dehnraten wurde in Druck- und Druck-Scherversuchen in einem Fallwerk und in einem Split-Hopkinson Pressure Bar geprüft. Zerspanungsversuche an den eingestellten Gefügen wurden im Gegenlaufräsen in einem Schnittgeschwindigkeitsbereich von 80 m/min (konventionelle Bearbeitung) bis zu Schnittgeschwindigkeiten im HSC-Bereich von 4000 m/min für die Titanlegierungen und 8000 m/min für die Aluminiumlegierung durchgeführt. Es wurde lediglich die Schnittgeschwindigkeit variiert, während die übrigen Fräsparmeter für alle Versuche konstant blieben.

Von den im Fräsversuch hergestellten Spänen wurden metallografische Längsschliffe hergestellt. An den Schliffen wurde die Geometrie der entstandenen Späne lichtmikroskopisch vermessen. Die Spanoberflächen wurden im Rasterelektronenmikroskop untersucht.

Die bei den Schnittgeschwindigkeiten 80 und 8000 m/min bearbeiteten Oberflächen der Aluminiumlegierung 7075 und die bei den Schnittgeschwindigkeiten 80, 400 und 4000 m/min bearbeiteten Oberflächen der Titanlegierung Ti 15-3 wurden in einer Dreipunktbiegeeinrichtung ermüdet.

Es konnte gezeigt werden, dass ein eindeutiger Zusammenhang zwischen der beim Hochgeschwindigkeitsfräsen entstehenden Spanform und dem Werkstoffversagen im dynamischen Druck-Scherversuch besteht. Gefüge, die im Druck-Scherversuch durch Scherlokalisierung versagen, bilden segmentierte Späne, während im Druck-Scherversuch homogen verformbare Gefüge bei der Zerspanung kontinuierliche Späne bilden. Ein dehnratenabhängiger Wechsel im Versagensmechanismus konnte nur beim lösungsgeglühten Gefüge der Legierung Ti 15-3 beobachtet werden. Dieser Wechsel ist auf den Einfluss der geringen Wärmeleitfähigkeit auf die Scherlokalisierung zurückzuführen.

In den Zerspanungsuntersuchungen wurde gezeigt, dass die gefügebedingten Unterschiede der Werkstoffeigenschaften einen stärkeren Einfluss auf die Spanbildung als die Schnittgeschwindigkeit ausüben. Es wurde für jede Werkstoffvariante entweder die Bildung kontinuierlicher oder segmentierter Späne beobachtet, die Schnittgeschwindigkeit bestimmt beim Auftreten von Spansegmentierung den Segmentierungsgrad. Im Fall des lösungsgeglühten Gefüges der Titanlegierung Ti 15-3 wurde eine Abnahme in der Dicke der Scherzone mit gesteigerter Schnittgeschwindigkeit beobachtet. Ein durch Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit verursachter Übergang von kontinuierlichen zu segmentierten Spänen tritt im untersuchten Schnittgeschwindigkeitsbereich nicht auf.

Der Einfluss des Auslagerungszustandes ausscheidungshärtbarer Legierungen auf die Spanbildung wird auf die während der plastischen Verformung in der primären Scherzone einsetzenden Wechselwirkungsmechanismen zwischen Versetzungen und den im Werkstoff enthaltenen Ausscheidungen zurückgeführt. Die Versuche an der Titanlegierung zeigen allerdings, dass die Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffs erwartungsgemäß eine große Rolle bei der Scherlokalisierung spielt. Sie beeinflusst die Temperaturverhältnisse im scherlokalisierten Bereich und bestimmt damit das Auftreten oder Ausbleiben von makroskopischen Scherbändern in Abhängigkeit von der Dehnrates.

Die Auslösung der Scherlokalisierungen erfolgt unabhängig von den äußeren Verformungsbedingungen und der Dehnrates immer kristallografisch definiert. Die Ausbreitung des Scherbandes erfolgt bei weiterer Verformung dann kristallografisch nicht definiert. Durch Versuche mit texturierten Gefügen der Titanlegierung Ti 6-4 konnte auch für Scherbänder eine kristallografisch definierte Ausbreitung erreicht werden. Für diese Beobachtung ist die Schärfe der Textur im scherlokalisierten Bereich entscheidend. Bei dem sich abschnittsweise als Einkristall verhaltenden mikrotexturierten groblamellaren

Gefüge wirkte sich die Textur daher im Gegensatz zum makrotexturierten Duplex-Gefüge auf den Segmentierungsgrad der Späne aus.

Die beim Zerspanungsprozess entstehenden Temperaturen in der Grenzfläche zwischen Span und Schneide waren bei den untersuchten Geschwindigkeiten teilweise so hoch, dass es auch bei den Titanlegierungen zu einer Überschreitung der Liquidustemperatur und damit zum Aufschmelzen des Werkstoffs kam.

Der Einfluss von Minimalengenschmierung auf den Spanbildungsprozess konnte nicht quantifiziert werden, da es während der Anwendung der Minimalengenschmierung offenbar zu experimentellen Problemen gekommen sein muss. Bei Verwendung von Minimalengenschmierung zeigten sich qualitative Änderung in der Spanmorphologie der untersuchten Späne. Die Minimalmengenschmierung verändert die Reibverhältnisse in der sekundären Scherzone und verbessert den Spanablauf, so dass es zu Änderungen der Spanstauchung und damit zu den Änderungen in der Spangestalt kommt. Spanuntersuchungen an den Titanlegierungen zeigten, dass ein komplettes Aufschmelzen der mit Minimalengenschmierung erzeugten Späne bereits bei niedrigeren Schnittgeschwindigkeiten als bei trockener Bearbeitung erfolgte. Dies wurde auf den größeren Anteil der über den Span abgeführten Wärmemenge bei Verwendung von Minimalmengenschmierung zurückgeführt.

Der Schnittgeschwindigkeitseinfluss auf die Ermüdungseigenschaften der bearbeiteten Oberflächen hängt stark vom untersuchten Werkstoff und Gefüge ab. Bei der Aluminiumlegierung wurde eine Verbesserung der Ermüdungseigenschaften bei höherer Schnittgeschwindigkeit beobachtet. Dieser Effekt kann auf eine verminderte Oberflächenrauigkeit mit steigender Schnittgeschwindigkeit zurückgeführt werden. Der Grad der Eigenschaftsverbesserung durch die gesteigerte Schnittgeschwindigkeit hängt von der Kerbempfindlichkeit des Werkstoffs ab. Das maximal ausgehärtete Gefüge zeigt aufgrund einer höheren Kerbempfindlichkeit eine geringere Dauerfestigkeitssteigerung nach HSC-Bearbeitung im Vergleich zu konventioneller Bearbeitung als das sehr duktile überalterte Gefüge. Der Einfluss von Eigenspannungen auf die Ermüdungseigenschaften konnte durch gezielte Versuche an spannungsarm geglühten Proben ausgeschlossen werden. Eine durch die Nebenschneide eingebrachte verfestigte Oberflächenschicht bis in eine Tiefe von maximal 10 μm ins Werkstoffvolumen führt ebenfalls zu keiner signifikanten Beeinflussung der Ermüdungseigenschaften.

Die Ermüdungsergebnisse der Titanlegierung Ti 15-3 zeigen eine drastische Verringerung der Dauerfestigkeiten nach HSC-Bearbeitung bei 4000 m/min. Die Dauerfestigkeitserniedrigungen sind eindeutig auf die starken Oberflächenschädigungen der Werkstücke zurückzuführen. Durch die hohe Sauerstoffaffinität des Titans in Kombination mit der eingebrachten Wärme und dem Druck der Nebenschneide entsteht an der neu erzeugten Planfläche sehr hartes und sprödes Titanoxid. Beim lösungsgeglühten Gefüge entsteht das Oxid flächendeckend, was zu Ausbrüchen in einer etwa 25 µm starken Oberflächenschicht und durch die damit verbundene Kerbwirkung zu einem Rückgang der Dauerfestigkeiten führt. Beim maximal ausgehärteten Gefüge ist das Oxid nur vereinzelt zu finden und die Schädigung des Werkstücks ist nicht in einer schmalen Schicht lokalisiert. Hier führen Risse, die bis zu mehrere hundert Mikrometer ins Volumen hineinreichen, zu einer drastischen Erniedrigung der Ermüdungseigenschaften nach HSC-Bearbeitung. Bei beiden Gefügen werden Gefügeveränderungen bis in eine Tiefe von maximal 500 µm unterhalb der gefrästen Oberfläche beobachtet. Das lösungsgeglühte Gefüge zeigt Verformung und ein feinkörniges durch Rekristallisation entstandenes Gefüge. Das maximal ausgehärtete Gefüge weist im beeinflussten Gefügebereich zudem Ausscheidungsauflösung auf. Die Gefügebeeinflussung hat bei den defektbehafteten Werkstücken keinerlei Auswirkung auf die Ermüdungseigenschaften. Für die Bearbeitung mit einer Schnittgeschwindigkeit von 400 m/min, die im unteren HSC-Bereich liegt, wurden keinerlei Unterschiede zu konventioneller Bearbeitung gefunden.

Die HSC-Bearbeitung der Titanlegierung Ti 15-3 ist damit bis zu einer Geschwindigkeit von 400 m/min ohne Einschränkungen möglich, bringt jedoch keine Verbesserung der Ermüdungseigenschaften und Oberflächenqualität gegenüber konventioneller Bearbeitung. Die Bearbeitung bei einer Schnittgeschwindigkeit von 4000 m/min erscheint dagegen auch bei Verwendung von Minimalmengenschmierung hinsichtlich der Ermüdungseigenschaften nicht sinnvoll. Selbst eine konventionelle Nachbearbeitung HSC-gefräster Werkstücke führt zu keiner Eigenschaftsverbesserung über die der nur konventionell bearbeiteten hinaus.

10 Literaturverzeichnis

- Abrão, A.M., Aspinwall, D.K. (1996): „The Surface Integrity of Turned and Ground Hardened Bearing Steel“, *Wear*, 196, 279-284
- Abrão, A.M., Aspinwall, D.K. (1997): „Temperature Evaluation of Cutting Tools During Machining of Hardened Bearing Steel Using Polycrystalline Cubic Boron Nitride and Ceramic Cutting Tools“, *Mater. Sci. Technol.*, 13, 445-450
- Andrade, U., Meyers, M.A., Vecchio, K.S., Chokshi, A.H. (1994): „Dynamic Recrystallization in High-Strain, High-Strain-Rate Plastic Deformation of Copper“, *Acta Metall. Mater.*, 42, 3183-3195
- Andrae, P. (1999): „Chip Formation in High Speed Cutting HSC“, in *Proceedings of the 3rd International Machining and Grinding Conference*, Society of Manufacturing Engineers, Dearborn, 107-120
- Arunachalam, R., Mannan, M., Spowage, A. (2004): „Residual Stress and Surface Roughness when Facing Age Hardened Inconel 718 with CBN and Ceramic Cutting Tools“, *Int. J. Mach. Tool. Manuf.*, 44, 879-887
- Bayoumi, A.E., Xie, J.Q. (1995): „Some Metallurgical Aspects of Chip Formation in Cutting Ti-6wt.%Al-4wt.%V Alloy“, *Mater. Sci. Eng. A*, A190, 173-180
- Beatty, J.H., Meyer, L.W., Meyers, M.A., Nemat-Nasser, S. (1992): „Formation of Controlled Adiabatic Shear Bands in AISI 4340 High Strength Steel“, in „High-Strain-Rate Phenomena in Materials“, Meyers, M.A., Murr, L.E., Staudhammer, K.P. (Eds.), Dekker, New York, 645-656
- Behnood, N., Evans, J.T. (1989): „Plastic Deformation and the Flow Stress of Aluminium-Lithium Alloys“, *Acta Metall.*, 37, 687-695
- Bentley, S., Mantle, A., Aspinwall, D.K. (1999): „The Effect of Machining on the Fatigue Strength of a γ -Titanium Aluminide Intermetallic Alloy“, *Intermetallics*, 7, 967-969
- Berruti, T., Ubertalli, G. (2001): „Influence of Cutting Parameters on Residual Stresses Induced By Milling in Pressure Die-Cast Aluminum Alloy Components“, *J. Manuf. Sci. Eng.*, 123, 547-551
- Blümke, R. (2001): „Gefügeeinfluß auf die Spanbildung beim Hochgeschwindigkeitsfräsen“, *Dissertation*, Technische Universität Darmstadt
- Blümke, R., Müller, C. (2002) „Microstructure - A Dominating Parameter for Chip Forming During High Speed Milling“, *Matwiss. Werkst.*, 33, 194-199
- Blümke, R., Müller, C. (2002): „Use of Duplex Microstructures in Steel for Estimation of Plastic Deformation in High-Speed Machining Chips“, *Z. Metallkd.*, 93, 1119-1122

- Blümke, R., Müller, C. (2002): „Aufschmelzen in der Grenzfläche zwischen Span und Schneide bei der Hochgeschwindigkeitsbearbeitung der Aluminiumlegierung 7075“, *Matwiss. Werkst.*, 33, 520-523
- Bourne, L. (1950): „Effect of High-Speed Deformation on Steel“, *J. Iron Steel Inst.*, 165, 374-376
- Brinksmeier, E., Cammet, J., König, W., Leskovar, P., Peters, J., Tönshoff, H. (1982): „Residual Stresses - Measurement and Causes in Machining Processes“, *Ann. CIRP*, 31, 2, 491-510
- Brown, C.A., von Turkovich, B.F. (1983): „A Practical Method for Estimating Machining Forces from Tool-Chip Contact Area“, *Ann. CIRP*, 32, 91-95
- Brunton, J.H., Field, J.E., Thomas, G.P., Wilson, M.P.W. (1964): „The Deformation of Metals by High Velocity Impact“, in „Metals for the Space Age“, *Plansee Proceedings 1964*, Benesovsky, F. (Ed.), Springer, Wien, 137-148
- Che-Haron, C.H. (2001): „Tool Life and Surface Integrity in Turning Titanium Alloy“, *J. Mater. Process. Tech.*, 118, 231-237
- Chen, C.Q., Knott, J.F. (1981): „Effects of Dispersoid Particles on Toughness of High-Strength Aluminium Alloys“, *Met. Sci.*, 15, 357-364
- Chichili, D., Ramesh, K., Hemker, K. (2004): „Adiabatic Shear Localization in α -Titanium: Experiments, Modeling and Microstructural Evolution“, *J. Mech. Phys. Solids*, 52, 1889-1909
- Cho, K., Chi, Y.C., Duffy, J. (1990): „Microscopic Observations of Adiabatic Shear Bands in Three Different Steels“, *Metall. Trans. A*, 21A, 1161-1175
- Cho, K.M., Lee, S., Nutt, S.R., Duffy, J. (1993): „Adiabatic Shear Band Formation During Dynamic Torsional Deformation of an HY-100 Steel“, *Acta Metall. Mater.*, 41, 923-932
- Chou, P.C., Hashemi, J., Chou, A., Rogers, H.C. (1991): „Experimentation and Finite Element Simulation of Adiabatic Shear Bands in Controlled Penetration Impact“, *Int. J. Impact Eng.*, 11, 305-321
- Chung, N., Embury, J.D., Evensen, J.D., Hoagland, R.G., Sargent, C.M. (1977): „Unstable Shear Failure in a 7075 Aluminum Alloy“, *Acta Metall.*, 25, 377-381
- Clifton, R.J., Duffy, J., Hartley, K.A., Shawki, T.G. (1984): „On Critical Conditions for Shear Band Formation at High Strain Rates“, *Scripta Metall.*, 18, 443-448
- Cowie, J.G., Tuler, F.R. (1987): „Flow Localization Models - A Review“, *Mater. Sci. Eng.*, 95, 93-99

- Dahlman, P., Gunnberg, F., Jacobson, M. (2004): „The Influence of Rake Angle, Cutting Feed and Cutting Depth on Residual Stresses in Hard Turning“, J. Mat. Process. Tech., 147, 181-184
- Davies, M.A., Evans, C.J., Harper, K.K. (1995): „Chip Segmentation in Machining AISI 52100 Steel“, in Proceedings of the 10th Annual Meeting of ASPE, Ziegert, J.C. (Ed.), American Society for Precision Engineering, Raleigh, 235-238
- Davies, M.A., Burns, T.J., Evans, C.J. (1997): „On the Dynamics of Chip Formation in Machining Hard Metals“, Ann. CIRP, 46, 25-30
- Dawson, P.R., Malkin, S. (1984): „Inclined Moving Heat Source Model for Calculating Metal Cutting Temperatures“, J. Eng. Ind., 106, 179-186
- Derep, J.L. (1987): „Microstructure Transformation Induced by Adiabatic Shearing in Armour Steel“, Acta Metall., 35, 1245-1249
- Dew-Hughes, D., Robertson, W.D. (1960): „The Mechanism of Hardening in Aged Aluminum-Copper Alloys“, Acta Metall., 8, 156-167
- Ding, R., Guo, Z., Wilson, A. (2002): „Microstructural Evolution of a Ti-6Al-4V alloy during thermomechanical processing“, Mater. Sci. Eng. A, A327, 233-245
- Dobromyslov, A.V., Taluts, N.I., Kazantseva, N.V., Kozlov, E.A. (2000): „Formation of Adiabatic Shear Bands and Instability of Plastic Flow in Zr and Zr-Nb Alloys in Spherical Stress Waves“, Scripta Mater., 42, 61-71
- Dodd, B., Bai, Y. (1985): „Width of Adiabatic Shear Bands“, Mater. Sci. Technol., 1, 38-40
- Duffy, J., Chi, Y.C. (1992): „On the Measurement of Local Strain and Temperature During the Formation of Adiabatic Shear Bands“, Mater. Sci. Eng. A, A157, 195-210
- Elbestawi, M.A., Srivastava, A.K., El-Wardany, T.I. (1996): „A Model for Chip Formation During Machining of Hardened Steel“, Ann. CIRP, 45, 71-76
- El-Khabeery, M., Fattouh, M. (1989): „Residual Stress Distribution Caused by Milling“, Int. J. Mach. Tool. Manuf., 29, 3, 391-401
- Ezugwu, E., Wang, Z (1997): „Titanium Alloys and their Machinability – a Review“, J. Mater. Process. Tech., 68, 262-274
- Field, M., Kahles, J. (1971): „Review of Surface Integrity of Machined Components“, Ann. CIRP, 20, 2, 153-163
- Fuh, K.-H., Wu, C.-F., (1995): „A Residual Stress Model for the Milling of Aluminum Alloy (2014-T6)“, J. Mat. Process. Tech., 51, 87-105
- Gatto, A., Iuliano, L. (1994): „Chip Formation Analysis in High Speed Machining of a Nickel Base Superalloy with Silicon Carbide Whisker-Reinforced Alumina“, Int. J. Mach. Tools Manufact., 34, 1147-1161

- Giovanola, J.H. (1988): „Adiabatic Shear Banding under Pure Shear Loading, Part II: Fractographic and Metallographic Observations“, *Mech. Mater.*, 7, 73-87
- Gekonde, H.O., Subramanian, S.V. (1998): „Tool Wear and Surface Finish in High Speed Machining of Steel“, in *Proceedings of the 39th Mechanical Working and Steel Processing Conference*, Slater, C.E., Kaufman, R.M., Silvonic, W., Sample, M.A., Miller, D. (Eds.), The Iron and Steel Society, Warrendale, 733-747
- Gente, A., H.-W. Hoffmeister, (2001): „Chip Formation in Machining Ti6Al4V at Extremely High Cutting Speeds“, *Ann. CIRP*, 50, 49-52
- Glenn, R.C., Leslie, W.C. (1971): „The Nature of ‚White Streaks‘ in Impacted Steel Armor Plate“, *Metall. Trans.*, 2, 2945-2947
- Grebe, H.A., Pak, H.R., Meyers, M.A. (1985): „Adiabatic Shear Localization in Titanium and Ti-6 Pct. Al-4 Pct. V Alloy“, *Metall. Trans. A*, 16A, 761-775
- Hau-Bracamonte, J.L. (1981): „Partial Austenitization Within Flow Zone When Cutting a Low-Carbon Steel“, *Met. Technol.*, 8, 447-450
- Hines, J.A., Vecchio, K.S., Ahzi, S. (1998): „A Model for Microstructure Evolution in Adiabatic Shear Bands“, *Metall. Mater. Trans. A*, 29A, 191-203
- Hornbogen, E., zum Gahr, K.H. (1975): „Distribution of Plastic Strain in Alloys Containing Small Particles“, *Metallogr.*, 8, 181-202
- Hou, Z.B., Komanduri, R. (1995): „On a Thermomechanical Model of Shear Instability in Machining“, *Ann. CIRP*, 44, 69-73
- Hou, Z.B., Komanduri, R. (1997): „Modeling of Thermomechanical Shear Instability in Machining“, *Int. J. Mech. Sci.*, 39, 1273-1314
- Hua, J., Shivpuri, R. (2004): „Prediction of Chip Morphology and Segmentation During the Machining of Titanium Alloys“, *J. Mater. Process. Tech.*, 150, 124-133
- Jacobus, K., DeVor, R., Kapoor, S. (2000): „Machining-Induced Residual Stress: Experimentation and Modeling“, *J. Manuf. Sci. E.*, 122, 20-31
- Jang, D.Y., Watkins, T.R., Kozaczek, K.J. Hubbard, C.R., Cavin, O.B. (1996): „Surface Residual Stresses in Machined Austenitic Stainless Steel“, *Wear*, 194 168-173
- Kaufeld, M. (1996): „Hochgeschwindigkeitsfräsen von Leichtmetallen“, in „Hochgeschwindigkeitsbearbeitung“, Schulz, H. (Hrsg.), Hanser, München, 46-58
- Kelly, J., Cotterell, M. (2002): „Minimal Lubrication Machining of Aluminium Alloys“, *J. Mat. Process. Tech.*, 120, 327-334
- Klocke, F., Zinkann, V. (1999): „Hochgeschwindigkeitsbearbeitung ändert die Spanbildung“, *VDI-Z*, 141, Nr. 3/4, 30-34
- Komanduri, R., Brown, R.H. (1981): „On the Mechanics of Chip Segmentation in Machining“, *J. Eng. Ind.*, 103, 33-51

- Komanduri, R., von Turkovich, B.F. (1981): „New Observations on the Mechanism of Chip Formation when Machining Titanium Alloys“, *Wear*, 69, 179-188
- Komanduri, R. (1982): „Some Clarifications on the Mechanics of Chip Formation when Machining Titanium Alloys“, *Wear*, 76, 15-34
- Komanduri, R., Schroeder, T., Hazra, J., von Turkovich, B.F., Flom, D.G. (1982): „On the Catastrophic Shear Instability in High-Speed Machining of an AISI 4340 Steel“, *J. Eng. Ind.*, 104, 121-131
- Komanduri, R. (1985): „High-Speed Machining“, *Mech. Eng.*, 107, December, 64-76
- Komanduri, R., Flom, D.G., Lee, M. (1985): „Highlights of the DARPA Advanced Machining Research Program“, *J. Eng. Ind.*, 107, 325-335
- Komanduri, R., Schroeder, T.A. (1986): „On Shear Instability in Machining a Nickel-Iron Base Superalloy“, *J. Eng. Ind.*, 108, 93-100
- Kottenstette, J.P., Recht, R.F. (1982): „Ultra-High Speed Machining Experiments“, in *Proceedings of the 10th North American Manufacturing Research Conference*, Hahn, R.S., Ludema, K., Ebner, M. (Eds.), Society of Manufacturing Engineers, Dearborn, 263-270
- Kunze, H.D., Hartmann, K.H., Rickel, J. (1981): „Gefügedarstellung von hochverfestigten Scherzonen“, *Prakt. Metallogr.*, 18, 261-270
- Lee, M., Flom, D.G. (1981): „Metallurgical Aspects of the Chip Formation Process at Very High Cutting Speed“, in *Proceedings of the 9th North American Manufacturing Research Conference*, Hahn, R.S., Ebner, M., Ludema, K. (Eds.), Society of Manufacturing Engineers, Dearborn, 326-333
- Lee, D. (1984): „The Nature of Chip Formation in Orthogonal Machining“, *J. Eng. Mater. Technol.*, 106, 9-15
- Lee, S., Cho, K.M., Lee, C.S., Choo, W.Y. (1993a): „Microstructural Study of Adiabatic Shear Band Formed by Ballistic Impact in an HY-100 Steel“, *Metall. Trans. A*, 24A, 2217-2224
- Lee, S., Cho, K.M., Kim, K.C., Choi, W.B. (1993b): „Adiabatic Shear Band Formation in Al-SiC_w Composites“, *Metall. Trans. A*, 24A, 895-900
- Lee, C.S., Duggan, B.J. (1994): „A Dislocation Avalanche Theory of Shear Banding“, *Acta Metall. Mater.*, 42, 857-860
- Lee, C.G., Lee, S. (1998): „Correlation of Dynamic Torsional Properties With Adiabatic Shear Banding Behavior in Ballistically Impacted Aluminum-Lithium Alloys“, *Metall. Mater. Trans. A*, 29A, 227-235

- Lee, W.S., Lin, C.F. (1998): „Plastic Deformation and Fracture Behaviour of Ti-6Al-4V Alloy Loaded With High Strain Rate under Various Temperatures“, Mater. Sci. Eng. A, A241, 48-59
- Lee, C.G., Park, W.J., Lee, S., Shin, K.S. (1998): „Microstructural Development of Adiabatic Shear Bands Formed by Ballistic Impact in a Weldalite 049 Alloy“, Metall. Mater. Trans. A, 29A, 477-483
- Lee, W.S., Sue, W.C., Lin, C.F., Wu, C.J. (1999): „Effect of Aging on High Strain Rate and High Temperature Properties of 7075 Aluminium Alloy“, Mater. Sci. Technol., 15, 1379-1386
- Lee, W.S., Sue, W.C., Lin, C.F., Wu, C.J. (2000a): „The Strain Rate and Temperature Dependence of the Dynamic Impact Properties of 7075 Aluminum Alloy“, J. Mater. Proc. Technol., 100, 116-122
- Lee, W.S., Shyu, J.C., Chiou, S.T. (2000b): „Effect of Strain Rate on Impact Response and Dislocation Substructure of 6061-T6 Aluminum Alloy“, Scripta Mater., 42, 51-56
- Leech, P.W. (1985): „Observations of Adiabatic Shear Band Formation in 7039 Aluminum Alloy“, Metall. Trans. A, 16A, 1900-1903
- Lemaire, J.C., Backofen, W.A. (1972): „Adiabatic Instability in the Orthogonal Cutting of Steel“, Metall. Trans., 3, 477-481
- Leskovar, P., Peklenik, J. (1982): „Influences Affecting Surface Integrity in the Cutting Process“, Ann. CIRP, 31, 447-450
- Leskovar, P., Ferlan, D., Kovac M., (1987): „Residual Stresses as Essential Criteria for the Evaluation of Production Processes“, Ann. CIRP, 36, 409-412
- Lezanski, P., Shaw, M.C. (1990): „Tool Face Temperatures in High Speed Milling“, J. Eng. Ind., 112, 132-135
- Loewen, E.G., Shaw, M.C. (1954): „On the Analysis of Cutting-Tool Temperatures“, Trans. ASME B, 76, 217-231
- Li, H.X., Park, J.K. (2000): „The Serrated Flow Behavior of a Binary Al-Li Alloy Tempered to Conditions With and Without δ' -Precipitates“, Mater. Sci. Eng. A, A280, 156-160
- Liao, S.-C., Duffy, J. (1998): „Adiabatic Shear Bands in a Ti-6Al-4V Titanium Alloy“, J. Mech. Phys. Solids, 46, 11, 2201-2223
- Lindberg, B., Lindström, B. (1983): „Measurements of the Segmentation Frequency in the Chip Formation Process“, Ann. CIRP, 32, 17-20
- Manion, S.A., Wingrove, A.L. (1972): „A Note on the Formation of Chip Fragments Due to Adiabatic Shear“, J. Aust. Inst. Met., 17, 158-160

- Mantle, A.L., Aspinwall, D.K. (1997): „Surface Integrity and Fatigue Life of Turned Gamma Titanium Aluminide“, J. Mater. Process. Tech., 72, 413-420
- Mantle, A.L., Aspinwall, D.K., „Surface Integrity of a High Speed Milled Gamma Titanium Aluminide“, J. Mater. Process. Tech., 118, 143-150
- Marchand, A., Duffy, J. (1988): „An Experimental Study of the Formation Process of Adiabatic Shear Bands in a Structural Steel“, J. Mech. Phys. Solids, 36, 251-283
- Mataya, M.C., Carr, M.J., Krauss, G. (1982): „Flow Localization and Shear Band Formation in a Precipitation Strengthened Austenitic Stainless Steel“, Metall. Trans. A, 13A, 1263-1274
- Mathew, P., Oxley, P. (1982): „Predicting the Effects of Very High Cutting Speeds on Cutting Forces, etc.“, Ann. CIRP, 31, 1, 49-52
- Matsumoto, Y., Barash, M.M., Liu, C.R. (1987): „Cutting Mechanism During Machining of Hardened Steel“, Mater. Sci. Technol., 3, 299-305
- Me-Bar, Y., Shechtman, D. (1983): „On the Adiabatic Shear of Ti-6Al-4V Ballistic Targets“, Mater. Sci. Eng., 58, 181-188
- Meunier, Y., Sangoy, L., Pont, G. (1988): „Metallurgical Aspects of Adiabatic Shear Phenomenon in Armor Steels With Perforation“, in „Impact Loading and Dynamic Behaviour of Materials“, Chiem, C.Y., Kunze, H.D., Meyer, L.W. (Eds.), DGM Informationsgesellschaft, Oberursel, 711-718
- Meyers, M.A., Pak, H.R. (1986): „Observation of an Adiabatic Shear Band in Titanium by High-Voltage Transmission Electron Microscopy“, Acta Metall., 34, 2493-2499
- Meyers, M.A., Wittman, C.L. (1990): „Effect of Metallurgical Parameters on Shear Band Formation in Low-Carbon Steels“, Metall. Trans. A, 21A, 3153-3164
- Molinari, A., Clifton, R.J. (1987): „Analytical Characterization of Shear Localization in Thermoviscoplastic Materials“, J. Appl. Mech., 54, 806-812
- Molinari, A., Musquar C., Sutter, G. (2002): "Adiabatic Shear Banding in High Speed Machining of Ti-6Al-4V: Experiments and Modeling", Int. J. Plasticity, 18, 443-459
- Müller, C., Blümke, R. (2001): „Influence of Heat Treatment and Cutting Speed on Chip Segmentation of Age Hardenable Aluminium Alloy“, Mater. Sci. Tech., 17, 651-654
- Nakayama, K., Arai, M., Kanda, T. (1988): „Machining Characteristics of Hard Materials“, Ann. CIRP, 37, 89-92
- Nakkalil, R. (1991): „Formation of Adiabatic Shear Bands in Eutectoid Steels in High Strain Rate Compression“, Acta Metall. Mater., 39, 2553-2563
- Needleman, A. (1989): „Dynamic Shear Band Development in Plane Strain“, J. Appl. Mech., 56, 1-9

- Ng, E.G., Aspinwall, D.K. (1999): „Schnittkraft und Temperatur beim Drehen von gehärtetem Gesenkstahl“, *Industriediamantenrundschaue*, 33, 260-273
- Novovic, D., Dewes, R., Aspinwall, D., Voice, W., Bowen, P. (2004): „The Effect of Machined Topography and Integrity on Fatigue Life“, *Int. J. Mach. Tool. Manuf.*, 44, 125-134
- Opitz, H., Gappisch, M. (1962): „Some Recent Research on the Wear Behaviour of Carbide Cutting Tools“, *Int. J. Mach. Tool Des. Res.*, 2, 43-73
- Packeisen, A., Theisen, W. (1999): „Turning and Grinding of Hard Alloys“, *Adv. Eng. Mater.*, 1, 35-48
- Pálmai, Z. (1987): „Cutting Temperature in Intermittent Cutting“, *Int. J. Mach. Tools Manufact.*, 27, 261-274
- Pink, E., Kumar, S., Tian, B. (2000): „Serrated Flow of Aluminium Alloys Influenced by Precipitates“, *Mater. Sci. Eng. A*, A280, 17-24
- Poulachon, G., Moisan, A. (1998): „A Contribution to the Study of the Cutting Mechanisms During High Speed Machining of Hardened Steel“, *Ann. CIRP*, 47, 73-76
- Quadir, T., Shewmon, P. (1981): „Solid Particle Erosion Mechanisms in Copper and Two Copper Alloys“, *Metall. Trans. A*, 12A, 1163-1176
- Radulescu, R., Kapoor, S.G. (1994): „An Analytical Model for Prediction of Tool Temperature Fields During Continuous and Interrupted Cutting“, *J. Eng. Ind.*, 116, 135-143
- Recht, R.F. (1964): „Catastrophic Thermoplastic Shear“, *J. Appl. Mech.*, 31, 189-193
- Rogers, H.C. (1979): „Adiabatic Plastic Deformation“, *Ann. Rev. Mater. Sci.*, 9, 283-311
- Rogers, H.C., Shastry, C.V. (1981): „Material Factors in Adiabatic Shearing in Steels“, in „Shock Waves and High-Strain-Rate Phenomena in Metals“, Meyers, M.A., Murr, L.E. (Eds.), Plenum Press, New York, 285-298
- Rogers, H.C. (1983): „Adiabatic Shearing-General Nature and Material Aspects“, in „Material Behavior under High Stress and Ultrahigh Loading Rates“, Mescal, J., Weiss, V. (Eds.), Plenum Press, New York, 101-118
- Sampath, W.S., Shaw, M.C. (1983): „Fracture on the Shear Plane in Continuous Cutting“, in *Proceedings of the 11th North American Manufacturing Research Conference*, Hahn, R.S. (Ed.), Society of Manufacturing Engineers, Dearborn, 281-285
- Sasahara, H. (2005): „The Effect on Fatigue Life of Residual Stress and Surface Hardness Resulting From Different Cutting Conditions of 0.45%C Steel“, *Int. J. Mach. Tool. Manu.*, 45, 131-136

- Schulz, H. (1989): „Hochgeschwindigkeitsfräsen metallischer und nichtmetallischer Werkstoffe“, Hanser, München
- Schulz, H., Spur, G. (1989): „Aspects in Cutting Mechanism in High Speed Cutting“, Ann. CIRP, 38, 51-54
- Schulz, H., Moriwaki, T. (1992): „High-Speed Machining“, Ann. CIRP, 41, 637-643
- Semiatin, S.L., Rao, S.B. (1983): „Shear Localization During Metal Cutting“, Mater. Sci. Eng., 61, 185-192
- Semiatin, S.L., Jonas, J.J., Shawki, T.G., Duffy, J. (1987): „Effect of Material Imperfections on Flow Localization in Torsion“, Scripta Metall., 21, 669-674
- Sharman, A., Aspinwall, D.K., Dewes, R., Clifton, D (2001): „The Effects of Machined Workpiece Surface Integrity on the Fatigue Life of γ -Titanium Aluminide“, Int. J. Mach. Tools Manufact., 41, 1681-1685
- Sharman, A., Aspinwall, D.K., Dewes, R., Bowen, P (2001): „Workpiece Surface Integrity Considerations when Finish Turning γ -Titanium Aluminide“, Wear, 249, 473-481
- Shaw, M.C., Vyas, A. (1993): „Chip Formation in the Machining of Hardened Steel“, Ann. CIRP, 42, 29-33
- Shaw, M.C., Vyas, A. (1998): „The Mechanism of Chip Formation With Hard Turning Steel“, Ann. CIRP, 47, 77-82
- Sheikh-Ahmad, J., Bailey, J.A. (1997): „Flow Instability in the Orthogonal Machining of CP Titanium“, J. Manufact. Sci. Eng., 119, 307-313
- Shelbourn, A.M., Roberts, W.T., Trent, E.M. (1985): „Structures of Machined Steel Chips“, Mater. Sci. Technol., 1, 220-226
- Shockey, D.A., Erlich, D.C. (1981): „Metallurgical Influences on Shear Band Activity“, in „Shock Waves and High-Strain-Rate Phenomena in Metals“, Meyers, M.A., Murr, L.E. (Eds.), Plenum Press, New York, 249-261
- Sidjanin, L., Kovac, P. (1997): „Fracture Mechanisms in Chip Formation Processes“, Mater. Sci. Technol., 13, 439-444
- Sowerby, R., Chandrasekaran, N. (1989): „A Proposal for the Onset of Chip Segmentation in Machining“, Mater. Sci. Eng. A, A119, 219-229
- Stephenson, D.A. (1991): „An Inverse Method for Investigating Deformation Zone Temperatures in Metal Cutting“, J. Eng. Ind., 113, 129-136
- Stephenson, D.A., Ali, A. (1992): „Tool Temperatures in Interrupted Metal Cutting“, J. Eng. Ind., 114, 127-136
- Stock, T.A.C., Thompson, K.R.L. (1970): „Penetration of Aluminum Alloys by Projectiles“, Metall. Trans., 1, 219-224

- Sullivan, K.F., Wright, P.K., Smith, P.D. (1978): „Metallurgical Appraisal of Instabilities Arising in Machining“, *Met. Technol.*, 5, 181-189
- Sutter, G., Molinari, A., Faure, L., Klepaczek, J.R., Dudzinski, D. (1998): „An Experimental Study of High Speed Orthogonal Cutting“, *J. Manufact. Sci. Eng.*, 120, 169-172
- Thornton, P.A., Heiser, F.A. (1971): „Observations on Adiabatic Shear Zones in Explosively Loaded Thick-Wall Cylinders“, *Metall. Trans.*, 2, 1496-1499
- Timothy, S.P., Hutchings, I.M. (1985): „The Structure of Adiabatic Shear Bands in a Titanium Alloy“, *Acta Metall.*, 33, 667-676
- Timothy, S.P. (1987): „The Structure of Adiabatic Shear Bands in Metals: A Critical Review“, *Acta Metall.*, 35, 301-306
- Tönshoff, H., Brinksmeier, E. (1980): "Determination of the Mechanical and Thermal Influences on Machined Surfaces by Microhardness and Residual Stress Analysis", *Ann. CIRP*, 29, 2, 519-530
- Tönshoff, H.K., Friemuth, T., Plöger, J., Ben-Amor, R. (2000): „Kräfte und Eigenspannungsbildung beim Hochgeschwindigkeits-Außenlängsdrehen“, in „Spanen metallischer Werkstoffe mit hohen Geschwindigkeiten“, Tönshoff, H.K., Hollmann, F. (Hrsg.), Deutsche Forschungsgemeinschaft, Bonn, ISBN 3-00-006320-X, 152-163
- Turley, D.M., Doyle, E.D. (1982): „Microstructural Behaviour-Its Influence on Machining“, in *Proceedings of the 7th Winter Annual Meeting of ASME*, Kops, L., Ramalingam, S. (Eds.), American Society of Mechanical Engineers, New York, 99-118
- Turley, D.M., Doyle, E.D., Ramalingam, S. (1982): „Calculation of Shear Strains in Chip Formation in Titanium“, *Mater. Sci. Eng.*, 55, 45-48
- Ueda, T., Al Huda, M., Yamada, K., Nakayama, K. (1999): „Temperature Measurement of CBN Tool in Turning of High Hardness Steel“, *Ann. CIRP*, 48, 63-66
- Velez, J.F., Powell, G.W. (1981): „Some Metallographic Observations on the Spalling of AISI 1060 Steel by the Formation of Adiabatic Shear Bands“, *Wear*, 66, 367-378
- Venuvinod, P.K., Lau, W.S., Narasimha Reddy, P., Rubenstein, C. (1983): „On the Formation of a Fluid Film at the Chip Tool Interface in Rotary Machining“, *Ann. CIRP*, 32, 59-64
- Vyas, A., Shaw, M.C. (1999): „Mechanics of Saw-Tooth Chip Formation in Metal Cutting“, *J. Manufact. Sci. Eng.*, 121, 163-172
- Wendt, U., Lierath, F., Krempe, M., Knoche, H. (2002): „Oberflächen- und Randschichtcharakterisierung von hochgeschwindigkeitsgefrästem Stahl“, *Materialwiss. Werkst.*, 33, 614-620

- Wingrove, A.L. (1971): „A Note on the Structure of Adiabatic Shear Bands in Steel“, J. Aust. Inst. Met., 16, 67-70
- Winkler, H. (1983): „Spanformung durch hohe Schnittgeschwindigkeiten“, VDI-Z, 125, Nr. 6, 53-56
- Wittman, C.L., Meyers, M.A., Pak, H.R. (1990): „Observation of an Adiabatic Shear Band in AISI 4340 Steel by High-Voltage Transmission Electron Microscopy“, Metall. Trans. A, 21A, 707-716
- Wright, T.W., Walter, J.W. (1987): „On Stress Collapse in Adiabatic Shear Bands“, J. Mech. Phys. Solids, 35, 701-720
- Xie, J.Q., Bayoumi, A.E., Zbib, H.M. (1995): „Analytical and Experimental Study of Shear Localization in Chip Formation in Orthogonal Machining“, J. Mater. Eng. Perform., 4, 32-39
- Xu, Y.B., Liu, L., Yu, J.Q., Shen, L.T., Bai, Y.L. (2000): „Thermoplastic Shear Localisation in Titanium Alloys during Dynamic Deformation“, Mater. Sci. Technol., 16, 609-611
- Yang, X., Liu, C., Grandt, A. (2002): „An Experimental Study on Fatigue Life Variance, Residual Stress Variance and Their Correlation of Face-Turned and Ground Ti-6Al-4V Samples“, J. Manuf. Sci. Eng., 124, 809-819
- Yaguchi, H., Hartley, K.A., Duffy, J., Hawley, R.H. (1986): „The Effect of MnS Inclusions in AISI 1215 Free-Machining Steels on Shear Band Formation During High Strain Rate Torsional Deformation“, in Proceedings of the 2nd International Symposium on the Control and Effects of Inclusions and Residuals in Steels, Boyd, J.D., Kay, D.A.R., McCutcheon, D. (Eds.), The Iron and Steel Society, Warrendale, 68-82
- Zener, C., Hollomon, J.H. (1944): „Effect of Strain Rate upon Plastic Flow of Steel“, J. Appl. Phys., 15, 22-32
- Zhang, Z., Clifton, R. (2003): „Shear Band Propagation From a Crack Tip“, J. Mech. Phys. Solids, 51, 1903-1922

Danksagung

Die vorliegende Arbeit wurde im Zeitraum von März 2002 bis Januar 2005 am Institut für Physikalische Metallkunde der Technischen Universität Darmstadt angefertigt. Sie entstand im Rahmen des DFG-Schwerpunktprogramms SPP 1057 „Spanen metallischer Werkstoffe mit hohen Geschwindigkeiten“.

Mein besonderer Dank gilt

Herrn Prof. Dr. H.E. Exner für die Möglichkeit, diese Arbeit an seinem Institut durchführen zu können und die konstruktiven Kritiken und Gespräche,

Herrn Priv.-Doz. Dr.-Ing. C. Müller für die hervorragende fachliche und persönliche Betreuung, die stets wesentliche Impulse gegeben hat,

Herrn Prof. Dr. J. Rödel für die freundliche Übernahme der Mitberichterstattung,

Herrn Dipl.-Ing. B. Fröhlich für die Durchführung der Zerspanungsversuche,

Herrn Prof. Dr. L.W. Meyer für die Möglichkeit, an seinem Institut die hochdynamische Werkstoffprüfung durchführen zu können, sowie Herrn Dipl.-Ing. T. Halle und Herrn G. Muth für die Versuchsdurchführung,

Frau U. Kunz, Frau P. Neuhäusel, Frau C. Wasmund und Herrn H. Lehmann für die Unterstützung bei der Probenpräparation und der mechanischen Werkstoffprüfung,

Herrn J. Korzer und seinen Mitarbeitern für die Herstellung der Werkstücke und Proben,

Herrn T. Bohn und Herrn T. Leist für die Probenpräparation.

Außerdem danke ich allen Mitarbeitern des Instituts für Physikalische Metallkunde für die gute Zusammenarbeit und die freundliche Arbeitsatmosphäre.

Nicht zuletzt danke ich meiner Ehefrau Sabine und meinen Eltern, die mich zu jedem Zeitpunkt der Arbeit unterstützten und förderten.

Lebenslauf

Steffen Landua

Georg-Schantz-Straße 4, 76829 Landau

Geboren am 27.06.1977 in Mainz

Schule

08/1983-07/1987 Grundschule Nierstein

08/1987-06/1996 Gymnasium zu St. Katharinen, Oppenheim, Abschluss: Abitur

Zivildienst

09/1996-10/1997 Pflegedienstliche Tätigkeit am DRK Schmerzzentrum Mainz

Universität

10/1997-02/2002 Studium der Materialwissenschaft am Fachbereich Material- und Geowissenschaften der Technischen Universität Darmstadt
Diplomarbeit am Institut für Physikalische Metallkunde:
„Einstellung und Charakterisierung anisotroper Verformungseigenschaften an der Titanlegierung Ti-6Al-4V“
Abschluss: Diplom-Ingenieur

seit 03/2002 Promotion am Fachgebiet Physikalische Metallkunde

Steffen Landua

Georg-Schantz-Straße 4

76829 Landau

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre hiermit an Eides statt, dass ich meine Dissertation selbstständig und nur mit den angegebenen Hilfsmitteln angefertigt habe.

Ich habe noch keinen Promotionsversuch unternommen.

Darmstadt, im Januar 2005